

LEA

Leichtbau mit gegossenen ADI Bauteilen

Abschlussbericht



GEFÖRDERT VOM



Bundesministerium
für Bildung
und Forschung

„Dieses Forschungs- und Entwicklungsprojekt wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Bildung und Forschung (BMBF) unter den Förderkennzeichen **03X3013** gefördert und vom Projektträger Forschungszentrum Jülich (PTJ), Bereich Neue Materialien und Chemie (NMT) betreut. Die Verantwortung für den Inhalt der Veröffentlichung liegt bei den Autoren.“

Berichtsblatt

1. ISBN oder ISSN	2. Berichtsart Schlussbericht	
3. Titel LEA - Leichtbau mit gegossenen ADI Bauteilen		
4. Autor(en) Dr. Schäfer, Wilfried; Hepp, Erik; Dr. Sturm, Jörg C. Heinrietz, Andre ; Dr. Böhme, Wolfgang Dr. Heckman, Justus; Petzschmann, Ulrich Dr. Pustal, Björn; Siebert, Hannah Dr. Stich, Anton Dr. Müller, Hauke Dr. Schmidt, Stephan	5. Abschlussdatum des Vorhabens 31.12.2010	
	6. Veröffentlichungsdatum 30.06.2011	
	7. Form der Publikation Abschlussbericht	
8. Durchführende Institution(en) MAGMA GmbH Kackertstr. 11 52072 Aachen	9. Ber. Nr. Durchführende Institution	
	10. Förderkennzeichen 03X3013	
	11. Seitenzahl 144	
	13. Literaturangaben	
	14. Tabellen 30	
	15. Abbildungen 126	
16. Zusätzliche Angaben Vorhabensergebnisse wurden im Rahmen diverser wiss. Publikationen, Kongresse, etc. veröffentlicht. Siehe "Schlussbericht – Publikationen".		
17. Vorgelegt bei (Titel, Ort, Datum) Projekträger PTJ, Jülich		
18. Kurzfassung ADI Werkstoffe (Austempered Ductile Iron) sind eine Werkstoffgruppe, die aufgrund ihrer Eigenschaftskombinationen anspruchsvolle Anwendungsmöglichkeiten bieten. Die große Abhängigkeit von Prozessgestaltung und Werkstoffeigenschaften führen jedoch zu einer unbefriedigenden Akzeptanz bei den Konstrukteuren und damit zu einem geringen Anwendungsgrad. Grundlage für eine substantielle Verbreiterung des Einsatzes von ADI ist daher eine vorhersagbare Prozessgestaltung. Das Gesamtziel des Vorhabens war die konsequente Ausnutzung des Leichtbaupotenzials von ADI Bauteilen durch die Entwicklung von virtuellen Werkzeugen zur gezielten Einstellung der ADI Werkstoffeigenschaften und einer vorhersagbaren Prozessgestaltung inklusive des Betriebsverhaltens. Das Vorhaben verfolgte somit einen ganzheitlichen Ansatz.		
19. Schlagwörter ADI, Wärmebehandlung, Ausferrit, Festigkeit, Simulation,		
20. Verlag	21. Preis	

Document Control Sheet

1. ISBN or ISSN	2. type of document final report
3. title LEA – Leichtbau mit gegossenen ADI Bauteilen	
4. author(s) Dr. Schäfer, Wilfried; Hepp, Erik; Dr. Sturm, Jörg C. Heinrietz, Andre ; Dr. Böhme, Wolfgang Dr. Heckman, Justus; Petzschmann, Ulrich Dr. Pustal, Björn; Siebert, Hannah Dr. Stich, Anton Dr. Müller, Hauke Dr. Schmidt, Stephan	5. end of project 31.12.2010
	6. publication date 30.06.2011
	7. form of publication Final report
8. performing organization(s) MAGMA GmbH Kackertstr. 11 52072 Aachen	9. originator's report no.
	10. reference no. 03X3013
	11. no. of pages 144
12. sponsoring agency Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF) 53170 Bonn	13. no. of references
	14. no. of tables 30
	15. no. of figures 126
16. supplementary notes Projekt results have been published through a number of scientific papers, conferences, etc. See "Schlussbericht – Publikationen".	
17. presented at (title, place, date) Projekträger PTJ, Jülich	
18. abstract ADI (austempered ductile iron) materials form a group of materials that offer demanding areas of application due to their combinability of properties. The high dependency on process design and material properties however lead to an unsatisfactory acceptance among designers and thus to a low degree of application. The basis for a substantial increase in the application of ADI materials is therefore the creation of a predictable process design. The overall objective of the project is the systematic exploitation of the lightweight potential of ADI components by developing virtual tools to tailor the ADI material properties and a predictable process design including the operational performance. Consequently the project pursues an integrated approach.	
19. keywords ADI, Wärmebehandlung, Ausferrit, Festigkeit, Simulation,	
20. publisher	21. price

Inhaltsverzeichnis

1	Leichtbau mit gegossenen ADI Bauteilen	6
1.1	Einleitung	6
1.2	Das Leichtbaupotenzial von ADI Werkstoffen	7
1.3	Zielstellungen des LEA Projektes	9
1.4	Planung und Ablauf des Vorhaben	9
1.5	Wissenschaftlicher und technischer Stand der Technik zu Projektbeginn	11
2	Eingehende Darstellung der Ergebnisse	13
2.1	Festlegung von Arbeits- und Randbedingungen (Legierungen, Bauteile)	13
2.2	Experimentelle Arbeiten zur Simulation der Wärmebehandlung	16
2.2.1	Entwicklungsarbeiten zur Austenitisierung	16
2.2.2	Entwicklungsarbeiten zum Abschreckvorgang	18
2.2.3	Entwicklungsarbeiten zum Prozessschritt isotherme Umwandlung	26
2.3	Simulation des Gußgefüges und der Wärmebehandlung	31
2.3.1	Modellbildung für den Teilschritt Austenitisierung	31
2.3.2	Modellbildung des Abschreckvorgangs	39
2.3.3	Modellierungsarbeiten zur Ausferritisierung	40
2.4	Validierung durch Vergleiche mit Bauteilversuchen	51
2.5	Simulation der Wärmebehandlung für die Demonstratorbauteile	52
2.6	Werkstoffbewertung	60
2.6.1	Untersuchung des Werkstoff- und Bauteilverhaltens	60
2.6.2	Werkstoffverhalten unter Impakt- und Crashbelastung	63
2.7	Bauteilverhalten und Betriebsfestigkeiten von ADI	78
2.7.1	Bauteilschädigung unter zyklischer Belastung	78
2.7.2	Crashsicherheit	99
2.8	Bauteilbewertung des Eingangszustandes	99
2.8.1	Nutzfahrzeug Radnabe	99
2.8.2	PKW Schwenklager	103
2.9	Bauteilbewertung des optimierten Zustandes	108
2.9.1	Geometrieoptimierung	108
2.9.2	Werkstoffoptimierung	112
2.9.3	Prozessoptimierung	113
2.10	Konstruktionsrichtlinien und Gestaltungshinweise	129
2.11	Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit	132
2.12	Voraussichtlicher Nutzen und Verwertbarkeit der Ergebnisse	134
2.13	Fortschritt auf dem Gebiet des Vorhabens bei anderen Stellen	136
3	Zusammenfassung und Ausblick	138
4	Anhänge	142
5	Ansprechpartner	143

1 Leichtbau mit gegossenen ADI Bauteilen

1.1 Einleitung

Die Entwicklung leistungsfähiger Bauteile für den Fahrzeug- und Maschinenbau wird bestimmt von ständig steigenden Anforderungen an die Belastbarkeit immer komplexer werdender Bauteile. Gleichzeitig stellt die Forderung an eine Kombination von verschiedenen Eigenschaftsprofilen, wie z.B. gutes Verschleißverhalten mit hoher Duktilität, hohe Ansprüche an die Werkstoffentwicklung. ADI Werkstoffe (Austempered Ductile Iron) sind eine Werkstoffgruppe (DIN EN 1564), die aufgrund ihrer Eigenschaftskombinationen vielfältige anspruchsvolle Anwendungsmöglichkeiten bietet. Sie schließen damit eine Lücke zwischen Vergütungsstählen für die Massivumformung sowie den Gusseisensorten mit Kugelgraphit (GJS). Der Festigkeitsbereich von ADI reicht von 800 N/mm² bei hohen Dehnungen (bis 10%), guter Zähigkeit und hohen Dauerfestigkeiten bis 1600 N/mm². Den guten Eigenschaften steht jedoch ein enges Prozessfenster bei der Herstellung gegenüber. Die große Abhängigkeit von Prozessgestaltung und Werkstoffeigenschaften führen zu einer unbefriedigenden Akzeptanz bei den Konstrukteuren und damit zu einem bisher geringen Anwendungsgrad von ADI Gussteilen.

Grundlage für eine substanzielle Verbreiterung des Einsatzes von ADI ist daher eine vorher-sagbare Prozessgestaltung. Gleichzeitig bietet sich das Fertigungsverfahren Gießen in besonderer Weise zur Verknüpfung von Stoff- und Gestaltleichtbau an. Gießen bietet damit ein großes Potenzial hinsichtlich Gewichtseinsparungen bei gleichzeitig sichergestellter technischer Funktionalität. Im Hinblick auf eine möglichst weitgehende Minimierung von Gewicht und damit assoziierten Kosten für den gesamten Produktlebenszyklus wurde in diesem Projekt das Leichtbaupotenzial von ADI – Guss im Rahmen einer systematischen Betrachtung untersucht. Mit der Nutzung von gewichtsreduzierten Bauteilen und Komponenten sind oftmals sicherheitsrelevante Randbedingungen verknüpft. Daher sollten Konstruktionsrichtlinien für ADI in Bezug auf ihre Anwendbarkeit für den Leichtbau unter besonderer Berücksichtigung von großserientauglichen Produktionsmethoden erstellt werden.

Die besonderen Eigenschaften der ADI Werkstoffklasse leiten sich aus dem Gefüge ab, das sich belastungsreaktiv selbst verfestigt. Vergleichbare Eigenschaften besitzt kein anderer Werkstoff im Fahrzeug- und Maschinenbau. Neben den Freiheiten in der Formgebung durch die Gießtechnologie zeigt sich eine Überlegenheit von gegossenen ADI - Bauteilen insbesondere gegenüber Schmiedewerkstoffen.

Die für die Ausweitung des Potenzials notwendige Akzeptanz des Konstrukteurs erfordert neben einem klaren Konstruktionsregelwerk auch die prozesssichere Verarbeitung bis zum Endprodukt. Die Herstellung von ADI ist technisch anspruchsvoll, bedingt durch eine enge Kopplung von Gusseigenschaften und Wärmebehandlung. Hierdurch wird derzeit das

Leichtbaupotenzial des Werkstoffes nur ungenügend ausgenutzt. Aus diesem Grunde beschränken sich bisherige Anwendungen häufig auf niedriger beanspruchte Bauteile (unterhalb der sog. Dauerfestigkeit), wo durch die limitierten Beanspruchungen die den Werkstoff verfestigenden so genannten Makroplastifizierungen gar nicht auftreten und somit die o.g. Vorteile nicht aktiviert werden. Darüber hinaus müssen die zusätzlichen Kosten und Energieaufwendungen für die Wärmebehandlung berücksichtigt werden.

1.2 Das Leichtbaupotenzial von ADI Werkstoffen

ADI wie Stähle erhalten ihre bekannt exzellenten Eigenschaften im Hinblick auf Härte, Festigkeit und Zähigkeit im Wesentlichen durch die Wärmebehandlung. Nachteilig für die Werkstoffgruppe Stahl ist deren hohe Dichte und das damit verbundene Gewicht herkömmlicher Konstruktionen. Bei kohlenstoffreichem Gusseisen reduziert sich die Werkstoffdichte gegenüber Stählen um etwa 10% – im Fall der ADI Werkstoffe lässt sich dieser Vorteil bei gleichzeitig hervorragenden Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften nutzen. ADI Konstruktionen weisen damit bei Ausnutzung der Potentiale von Bauteilgestaltung und Werkstoff Gewichtsvorteile von 10% auf.

Auch gegenüber Aluminiumwerkstoffen werden die Vorteile von ADI deutlich. ADI hat eine dreimal so hohe Festigkeit wie vergleichbares Aluminium, wiegt aber nur 2,6 Mal so viel. Die Vorteile werden noch deutlicher, wenn Bauteilgewicht und Festigkeit für unterschiedliche Konstruktionswerkstoffe in Beziehung gesetzt werden, siehe **Abbildung 1**.

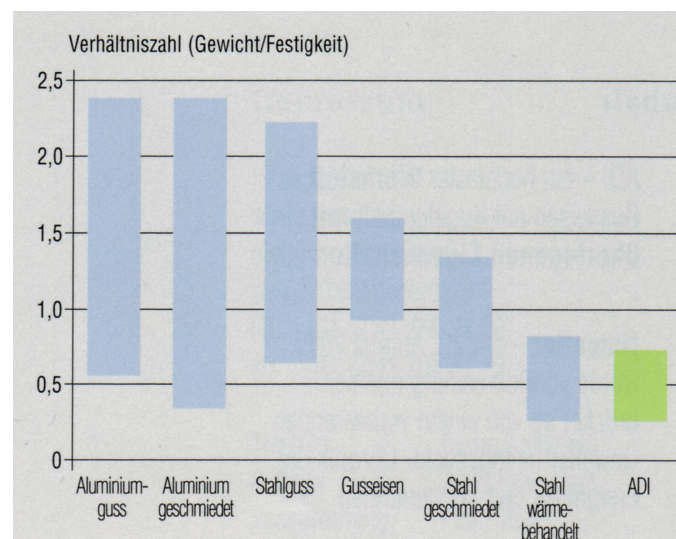


Abb. 1: Leichtbaupotenzial von ADI dargestellt am Beispiel des relativen Gewichts bezogen auf die Festigkeit im Vergleich zu anderen Konstruktionswerkstoffen (Quelle: Casting Journal, vonRoll Casting, Ausgabe Dezember 2005)

Neben den statischen Kennwerten wie beispielsweise der 0,2%-Dehngrenze und den guten Verfestigungseigenschaften werden die Leichtbaupotenziale für die ADI Werkstoffgruppe anhand der zyklischen Kennwerte besonders deutlich. Gegenüber konventionellem Gusseisen mit Kugelgraphit steigt die ertragbare Schwingspielzahl von ADI Werkstoffen um ein Vielfaches.

Bei einer betriebsähnlichen Belastungen mit variablen Amplituden ergibt sich eine mehr als 30-fache Lebensdauer. Dies bedeutet für Fahrwerksbauteile eine gegenüber konventionellen Gusswerkstoffen und Dimensionierungskonzepten deutliche Steigerung der ertragbaren Beanspruchungshöhe um einen Faktor 2,75, **Abbildung 2**.

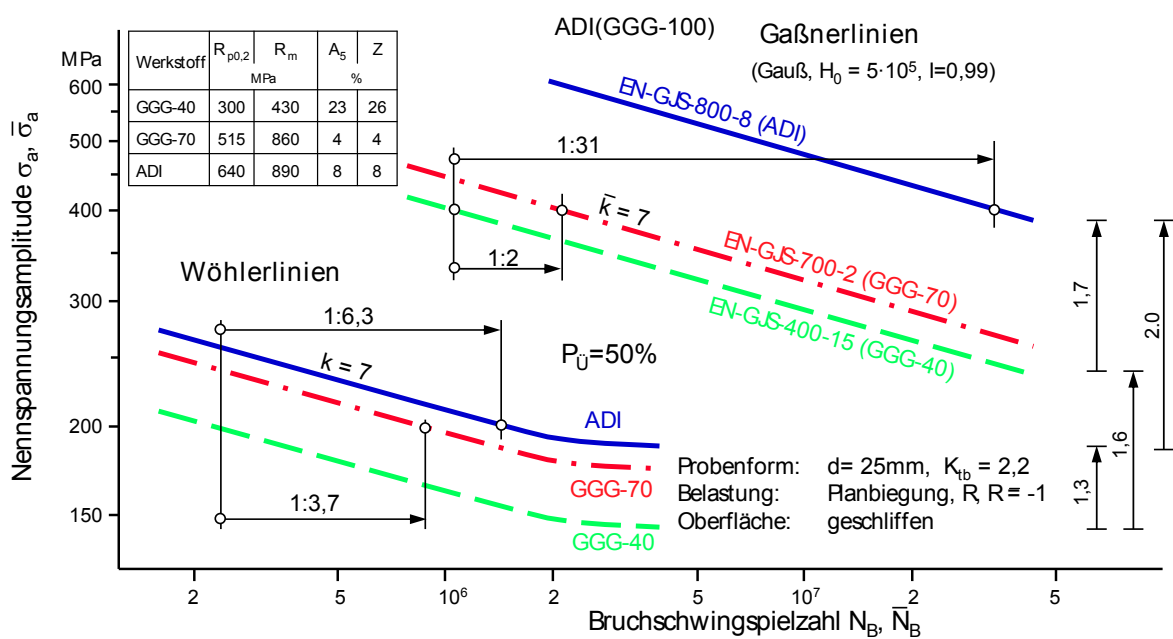


Abb. 2: Wöhler- und Gaßnerversuche mit verschiedenen Gusswerkstoffen (Quelle: LBF)

Somit ergeben sich gerade im Hinblick auf eine stochastische Betriebsbeanspruchung signifikante Vorteile für Gusseisen mit ausferritischer Gefügestruktur im Vergleich zu Schmiedewerkstoffen. Die konstruktiv ausgeführten Bauteile und Komponenten sind auch hinsichtlich ihres Bruchverhaltens und Energieaufnahmevermögens bei Sonderbelastungen – wie z.B. stoßartige Beanspruchungen oder unfallähnlichen Kraft-Zeitverläufen – zu bewerten. Verformungsarme, also spröde Brüche verhindern oftmals die Nutzung von Gusseisen für solche Anwendungen. Auch hier ergeben sich mit ADI Werkstoffen erweiterte Perspektiven – immerhin erreichen die Qualitäten mit einer Zugfestigkeit von max. 1000 N/mm^2 eine Bruchdehnung von $\geq 5\%$.

Gleichzeitig ergeben sich durch die besonderen Eigenschaften des Werkstoffs bisher wenig genutzte Möglichkeiten, ganz gezielt Bauteilwandstärken und damit deren festigkeitsmindernden Einfluss auf das Gussgefüge zu reduzieren. Damit verbessern sich gleichzeitig die

Erstarrungs- und Abkühlbedingungen und mit ihnen die Gefügeausbildung. Diese Zusammenhänge gehen über den reinen Stoffleichtbau – also die Substitution von schweren Werkstoffen – deutlich hinaus: Eine gussgerechte Konstruktion formuliert ein spezielles Verständnis für die Bauteilgestaltung unter Berücksichtigung von lokalen Effekten gerade in höher beanspruchten Bauteilbereichen.

Schlussendlich ergeben sich zusätzliche Potenziale durch die besonderen Werkstoffeigenschaften von ADI in Bezug auf seine Geräuschkämpfung und ein überlegenes Verschleißverhalten.

1.3 Zielstellungen des LEA Projektes

Das Ziel des Vorhabens war die konsequente Ausnutzung des Leichtbaupotenzials von ADI Bauteilen durch die Entwicklung von virtuellen Werkzeugen zur gezielten Einstellung der ADI Werkstoffeigenschaften und einer vorhersagbaren Prozessgestaltung.

Eine stabile transparente Prozessführung sowie vorhersagbare Eigenschaften in der Anwendung helfen, die Verbreitung dieser innovativen Werkstoffe deutlich zu steigern. Das Anwendungspotenzial für ADI besitzt eine hohe industrielle Relevanz und stellt daher einen großen gesellschaftlichen Nutzen entlang der gesamten Wertschöpfungskette dar.

Eine Vorhersage von optimalen Fertigungsbedingungen des Werkstoffs ADI setzte die Entwicklung von Methoden zur numerischen Simulation der gesamten Prozesskette voraus. Hierzu wurden im Rahmen des Projekts quantitative Modelle zur Prozesssimulation für den Gießprozess und die anschließende Wärmebehandlung entwickelt. Zur Ausnutzung des Werkstoffpotentials und zur Durchführung der notwendigen Berechnungen wurden eine Vielzahl von Kennwerten ermittelt.

Das Vorhaben verfolgte somit einen ganzheitlichen Ansatz (Prozess-, Werkstoff- und Eigenschaftssimulation, Kennwertermittlung). Durch die integrierte Simulation des Verfahrensablaufes, der resultierenden lokalen Gefügeeigenschaften und des Betriebsverhaltens werden dem Konstrukteur verlässliche mechanische Eigenschaften zur Verfügung gestellt.

1.4 Planung und Ablauf des Vorhaben

Zentrale Ziele des Vorhabens waren die Entwicklung eines integrierten Simulationswerkzeuges für herstellende Betriebe zur Vorhersage von lokalen Gefügen, sowie die Ermittlung notwendiger Werkstoffkennwerte zur besseren Ausnutzung des Werkstoffpotenzials. Hierzu war zunächst die Erweiterung einer Software zur Optimierung der Gusseigenschaften wesentliche Voraussetzung für eine optimierte Wärmebehandlung. Mit den erzielten Ergebnissen sollte die Optimierung der Wärmebehandlung in Bezug auf Energie- und Zeitaufwand als Funktion der Bauteil- und Werkstoffanforderungen für die

Prozessschritte Austenitisieren, Abschrecken und isothermes Halten unterstützt werden. Damit wurde eine bauteilspezifische Modellierung und Auslegung von ADI Gussteilen möglich.

Bisher nicht quantifizierte Werkstoffkennwerte wurden durch die Projektpartner im Rahmen des Vorhabens ermittelt. Dies schließt insbesondere Kennwerte aus Proben ein, die aus Bauteilen bestimmt wurden. So wurden zuverlässige Aussagen über die tatsächlichen lokalen Eigenschaften gewonnen und ermöglichten es auch, die entwickelten Simulationsansätze zu validieren. Die Quantifizierung der Werkstoffkennwerte für ADI war ein wesentlicher Schwerpunkt dieses Projektes und sollte dazu beitragen, die Akzeptanz für den Werkstoff bei den Konstrukteuren bereits bei der Werkstoffauswahl nachhaltig zu verbessern und den Werkstoff damit für eine Vielzahl von Anwendungen zu ertüchtigen. Im nachfolgenden Kapitel "Stand der Technik zu Projektbeginn" werden heute verwendete Methoden zur Kennwertermittlung kurz beschrieben.

In Zusammenarbeit mit den Industriepartnern sollten gestalt- und prozessoptimierte Varianten für die ausgewählten Bauteile entwickelt und gefertigt werden, deren Eigenschaften im Vergleich zu den konventionellen Komponenten dann auch versuchstechnisch zu bewerten waren. Damit war gewährleistet, dass die virtuellen Entwicklungsprozesse abgesichert werden und gleichzeitig geeignete Demonstratoren zur Verfügung stehen.

Eine an Demonstratorbauteilen aus Maschinen- und Automobilbau verifizierte Vorgehensweise für Prozessoptimierung und Bauteilauslegung wurde in diesem Projekt aufgezeigt und bildet die Grundlage für die Realisierung neuer Anwendungen für ADI Werkstoffe.

Zum Erreichen der beschriebenen Ziele engagierten sich auf der einen Seite Projektpartner zur Modellbildung und Softwareentwicklung. Auf der anderen Seite beteiligten sich wissenschaftliche und industrielle Partner zur Weiterentwicklung, Herstellung und Anwendung des Werkstoffes ADI. Neben der MAGMA GmbH in Aachen waren das Institut für Gießereitechnik in Düsseldorf, das Gießerei-Institut der RWTH Aachen, die Fraunhofer Institute LBF und IWM, die Eisengießereien Eickhoff und MAT (ehemals Internet) sowie die Härtetechnik Hagen als Wärmebehandlungsunternehmen aktive Projektpartner des Vorhabens. Die Endanwender AUDI, MAN und Eickhoff (in seiner zusätzlichen Rolle als Endanwender) waren treibende Kräfte im Konsortium für die Erreichung der Ziele des Vorhabens.

Die Forschungsarbeiten waren über einen Zeitraum von drei Jahren geplant. Das Projekt wurde auf einvernehmlichen Vorschlag aller Partner um ein weiteres Jahr verlängert und endete am 31.12.2010. Um die Entwicklungsrisiken zu minimieren, wurden im Arbeitsplan kritische Meilensteine festgelegt.

1.5 Wissenschaftlicher und technischer Stand der Technik zu Projektbeginn

ADI ist ein Gusswerkstoff aus legiertem Gusseisen mit Kugelgraphit, dessen besondere Eigenschaften durch eine nachfolgende dreistufige Wärmebehandlung eingestellt werden.

Beim Teilschritt 1, dem Austenitisieren, wandelt sich das Gussgefüge aus Ferrit und Perlit in Austenit um, und Kohlenstoff diffundiert von den Graphitsphärolithen in die entstandenen Austenitbereiche. Die Austenitisierungstemperatur und -zeit und damit die Kohlenstoffverteilung sind abhängig von der chemischen Zusammensetzung und dem Gussgefüge und sind wie der Aufheizprozess wichtige Steuerungsgrößen für die Wärmebehandlung. Von Bedeutung ist dabei u.a. die Menge und Verteilung des freien Kohlenstoffs. Beim Schritt 2, dem Abschrecken, muss die Abkühlgeschwindigkeit ausreichend hoch sein, um schließlich übersättigten Austenit und nicht unerwünschten Perlit zu erhalten. Die hierfür erforderlichen kritischen Abkühlgeschwindigkeiten sind legierungs- und gefügeabhängig. Im Teilschritt 3, dem isothermischen Halten erfolgt eine Umwandlung in "Ausferrit", Ferrit und stabilisierten Austenit. Die Gefügebildung wird vom Ausgangsgefüge nach dem Abschrecken, der Auslagerungstemperatur und -zeit beeinflusst und bestimmt damit die lokalen Werkstoffeigenschaften.

Durch die unterschiedlichen Wandstärken, die metallurgische Beeinflussung des Gussgefüges und die dadurch resultierenden Inhomogenitäten von Gefüge- und Legierungsbestandteilen wird die Wärmebehandlung bisher ausschließlich empirisch auf die kritischen Bereiche des Gussteils eingestellt und gesteuert. Dies führt zur Überdimensionierung des Bauteils während der Konstruktion und gleichzeitig zu energie- und kosteneffizienten Herstellungsbedingungen.

Die Simulation der Wärmebehandlung wurde für Stähle an vielen Stellen angegangen und steht auch über kommerzielle Softwarewerkzeuge zur Verfügung (MAGMAsteel, StahlRegression). Durch die bisher geringe Nutzung von Wärmebehandlung bei Gusseisenwerkstoffen sind entsprechende Modelle bisher nur in Ansätzen vorhanden, die für die angestrebten Projektziele nicht ausreichend sind [THOM 00]. Verfügbare Simulationsmodelle für Stähle sind nicht direkt auf den ADI Werkstoff übertragbar.

Im Rahmen eines AiF-Vorhabens – und von dem Verein Deutscher Giessereifachleute als Mitgliedsvereinigung der Gießer unterstützt – wurden für verschiedene Eisengusswerkstoffe Betriebsbeanspruchungen mit variablen Amplituden simuliert (Gaßner-Versuche) und insbesondere für den ADI Guss deutliche Unterschiede zu Versuchen mit konstanten Amplituden (Wöhler(Einstufen)versuche) ermittelt. Der Stand der Technik ist in der Literatur [SON95, SON06, ZIN06] ausführlich dargestellt.

Es wurden spezielle Fragestellungen zum Verformungs- und Bruchverhalten sowie zur Energieaufnahme bei Impact-Belastungen von Fahrzeugkomponenten aus Gusseisen mit Kugelgraphit untersucht, die frühere Aussagen zu entsprechenden Werkstoffproben bestätigen.

Die in **Abbildung 2** dargestellte Festigkeitserhöhung insbesondere unter variablen Betriebsbelastungen ist bisher kein allgemeines Wissen und wurde daher für die Herstellung von Leichtbauteilen nicht ausgenutzt. Allerdings zeigen bisherige Versuche, dass für eine gezielte Ausnutzung dieser Selbstverfestigung in der Fertigung die Prozesssicherheit und eine gute Qualitätskontrolle gewährleistet werden müssen.

Literatur

- /THOM 00/ R.C. Thomson, J.S. James and D.C. Putman: Modelling microstructural evolution and mechanical properties of austempered ductile iron, Materials Science and Technology, Nov.-Dec.2000, Vol. 16
- /SON95/ Sonsino, C. M.; Grubisic, V.: Hochwertige Gussbauteile – Forderungen zur Betriebsfestigkeit. VDI-Berichte Nr. 1173 (1995), S. 159-189; Konstruieren und Gießen 20 (1995), S. 27-42
- /SON06/ Sonsino, C. M.; Zinke, R.; Heim, R.; Hanselka, H.: Fahrwerksbauteile aus EN-GJS-400-15 und EN-GJS-800-8 (ADI) unter quasistatischen, schlagartigen und zyklischen Betriebsbelastungen. Gießereiforschung, demnächst (2006)
- /ZIN06/ Zinke, R.; Heinrietz, A.; Kaufmann, H.; Heim, R.; Sonsino, C. M.; Hanselka, H.: Betriebsfestigkeit von Gussbauteilen aus EN-GJS-400-15 und EN-GJS-800-15 (ADI) unter quasistatischer, schlagartiger und zyklischer Belastung ohne und mit Vorverformung. Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit LBF, Darmstadt, FB-Bericht Nr. 229 (2006)

2 Eingehende Darstellung der Ergebnisse

2.1 Festlegung von Arbeits- und Randbedingungen (Legierungen, Bauteile)

Um die Zielsetzungen des Projektes erreichen zu können, wurden zunächst die Arbeits- und Randbedingungen geplant. Dabei sollten einerseits unterschiedliche Abkühlungsbedingungen (Wanddicken) und andererseits das typische Legierungsspektrum für ADI-Basislegierungen Berücksichtigung finden. Auf Grundlage einer Literaturrecherche und unter Einbeziehung des Erfahrungswissens der Projektpartner wurden die nachfolgend aufgeführten Arbeits- und Randbedingungen festgelegt:

Zur Realisierung unterschiedlicher Erstarrungsgeschwindigkeiten wurden als Probekörper ein plattenförmiger Körper mit den Abmessungen 8 x 80 x 80 mm sowie ein Würfel mit 80 mm Kantenlänge ausgewählt. Um ausreichend Probenmaterial für die Untersuchungen bei der Wandstärken zu erhalten, wurden in einer Form parallel 1 Würfel und 4 Platten abgegossen. **Abbildung 3** zeigt eine entsprechende Gießtraube mit den Probekörpern. Um sicherzustellen, dass für alle Untersuchungen zu den einzelnen Prozessschritten Austenitisieren, Abschrecken und isothermischen Halten Probekörper artgleichen Materials verwendet werden können, wurden jeweils 3 derartige Formen mit einer Schmelze abgegossen.



Abb. 3: Gießtraube mit Probekörpern

Für den Abguss von Probekörpern wurde eine Matrix mit 16 Legierungskombination erarbeitet. Dabei wurden folgende Elemente als konstant festgelegt:

C = 3,650 % ± 0,2 %
Si = 2,450 % ± 0,2 %
Mn = 0,250 % ± 0,05 %
P = max. 0,040 %
S = max. 0,020 %
Mg = 0,045 % ± 0,005 %

Jeweils in zwei Stufen wurden die Legierungselemente Kupfer und Molybdän variiert, Nickel wurde in 4 unterschiedlichen Konzentrationen in den Gusseisenschmelzen eingestellt:

Cu:	0,40 %	0,90 %			± 0,05 %
Mo:	0,00 %	0,25 %			± 0,05 %
Ni:	0,50 %	1,00 %	1,50 %	2,00 %	± 0,10 %

Für die Herstellung der Probekörper aus den 16 unterschiedlichen Legierungen wurden für alle Versuche die gleichen Einsatzstoffe verwendet. Für alle Versuchslose wurde eine einheitliche Verfahrensweise zur Herstellung der Formen und Schmelzen festgelegt.

Alle Probekörper aus 16 unterschiedlichen Legierungen wurden im IfG-Technikum hergestellt.

Die Herstellung der Formen erfolgte mit chemisch gebundenem PEPSET-Formstoff unter Verwendung von Formkästen gleicher Abmessung. Als Speiserhilfsmittel wurden Isolierkappen der Fa. Foseco eingesetzt. Im Gießsystem wurden ein SEDEX-Filter 50x50x22/10ppi sowie ein Formimpfling der Fa. SKW vom Typ K20 platziert.

Die Gusseisenschmelzen wurden im 180kg-Mittelfrequenz-Induktionsofen im IfG-Technikum hergestellt. Um eine hohe Gleichmäßigkeit der Basisschmelzen sicherstellen zu können, wurde kein Kreislaufmaterial eingesetzt, sondern nur Rohmaterial aus immer gleichen Quellen. Durch die Verwendung sauberer Einsatzstoffe wird sichergestellt, dass die Gehalte an Begleit- und Spurenelementen in den Schmelzen hinreichend niedrig sind. Dadurch wurden Voraussetzungen geschaffen, um eine reproduzierbare Qualität der Gusseisenlegierungen hinsichtlich der Grafit- und Gefügeausbildung einstellen zu können.

Anfertigung der Dilatometerproben:

Die für die unterschiedlichen Untersuchungen benötigten Dilatometerproben wurden aus den Probekörpern gefertigt, die nach den festgelegten Arbeits- und Randbedingungen im IfG-Technikum hergestellt wurden.

Die für die 16 unterschiedlichen Ziellegierungen tatsächlich eingestellten chemischen Zusammensetzungen sind in **Tabelle 1** zusammengefasst.

L	V	konstante Gehalte								variable Gehalte			T _{Gieß} [°C]	
		C [%]	Si [%]	CE	Mn [%]	P [%]	S [%]	Cr [%]	Mg [%]	Cu [%]	Mo [%]	Ni [%]		
		SOLL max.	3,850	2,650		0,300	0,040	0,020	0,100	0,050	X + 0,05	X + 0,05	X + 0,05	
		SOLL min.	3,450	2,250		0,200				0,040	X - 0,05	X - 0,05	X - 0,05	
		Zielwert	3,650	2,450	> 4,3	0,250	<0,1	<0,1	<0,15	0,045	X	X	X	
L1	A2	SOLL var.									0,400	0,000	0,500	
	P1	IST	3,710	2,540	4,55	0,250	0,006	0,007	0,035	0,027	0,400	0,005	0,520	1407
L2	A4	SOLL var.									0,400	0,000	1,000	
	P1	IST	3,670	2,420	4,47	0,300	0,006	0,007	0,043	0,039	0,400	0,000	1,030	1392
L3	A6	SOLL var.									0,400	0,000	1,500	
	P1	IST	3,750	2,380	4,54	0,260	0,006	0,009	0,040	0,042	0,390	0,000	1,490	1427
L4	A8	SOLL var.									0,400	0,000	2,000	
	P1	IST	3,660	2,250	4,40	0,250	0,005	0,009	0,036	0,037	0,360	0,000	1,980	1404
L5	A18	SOLL var.									0,400	0,250	0,500	
	P1	IST	3,620	2,360	4,40	0,220	0,009	0,007	0,043	0,030	0,400	0,220	0,510	1463
L6	A12	SOLL var.									0,400	0,250	1,000	
	P1	IST	3,690	2,370	4,48	0,250	0,011	0,008	0,038	0,042	0,420	0,270	0,950	1406
L7	A14	SOLL var.									0,400	0,250	1,500	
	P1	IST	3,590	2,410	4,39	0,270	0,011	0,008	0,043	0,043	0,400	0,290	1,500	1410
L8	A16	SOLL var.									0,400	0,250	2,000	
	P1	IST	3,680	2,490	4,50	0,280	0,009	0,008	0,031	0,034	0,430	0,220	2,050	1441
L9	A3	SOLL var.									0,900	0,000	0,500	
	P2	IST	3,650	2,610	4,51	0,250	0,006	0,007	0,034	0,044	0,880	0,001	0,520	1427
L10	A5	SOLL var.									0,900	0,000	1,000	
	P2	IST	3,660	2,500	4,49	0,290	0,006	0,007	0,041	0,046	0,880	0,000	1,030	1413
L11	A7	SOLL var.									0,900	0,000	1,500	
	P2	IST	3,750	2,330	4,52	0,260	0,006	0,008	0,039	0,044	0,820	0,000	1,490	1410
L12	A9	SOLL var.									0,900	0,000	2,000	
	P2	IST	3,640	2,380	4,43	0,250	0,005	0,007	0,036	0,047	0,870	0,000	1,990	1393
L13	A19	SOLL var.									0,900	0,250	0,500	
	P2	IST	3,640	2,570	4,49	0,220	0,009	0,006	0,043	0,048	0,940	0,220	0,520	1441
L14	A12	SOLL var.									0,900	0,250	1,000	
	P1	IST	3,690	2,290	4,45	0,240	0,010	0,009	0,037	0,039	0,880	0,270	0,960	1412
L15	A14	SOLL var.									0,900	0,250	1,500	
	P1	IST	3,580	2,530	4,42	0,270	0,010	0,006	0,042	0,043	0,910	0,270	1,510	1402
L16	A16	SOLL var.									0,900	0,250	2,000	
	P1	IST	3,650	2,580	4,50	0,280	0,009	0,006	0,031	0,041	0,950	0,220	2,050	1437
		max.	3,750	2,610	4,55	0,300	0,011	0,009	0,043	0,048				
		min.	3,580	2,250	4,39	0,220	0,005	0,006	0,031	0,027				
		Mittelwert	3,664	2,438	4,47	0,259	0,008	0,007	0,038	0,040				

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der 16 Versuchslegierungen

Zunächst war vorgesehen, aus den Würfeln mit 80 mm Kantenlänge Dilatometerproben aus 2 Sektionen, der Kernzone und den Randbereichen, zu entnehmen sowie zusätzlich Dilatometerproben aus den 8mm-Platten anzufertigen. Eine detaillierte metallografische Untersuchung von Proben aus unterschiedlichen Sektionen der Würfel und der Platten zeigte jedoch, dass zwischen den unterschiedlichen Bereichen des würfelförmigen Probekörpers keine signifikanten Unterschiede in der Graphit- und Gefügeausbildung bestehen. Im Gegensatz dazu unterscheidet sich die Gefügeausbildung in den dünnwandigen Platten von der in den dickwandigen Würfeln. Aufgrund dieses Ergebnisses wurde darauf verzichtet, Dilatometerproben nach ihrer Herkunft aus unterschiedlichen Sektionen des Würfels separat zu untersuchen. Somit wurden die Dilatometerproben für jede Versuchslegierung jeweils aus den Probekörpern Würfel und Platten herausgearbeitet.

2.2 Experimentelle Arbeiten zur Simulation der Wärmebehandlung

2.2.1 Entwicklungsarbeiten zur Austenitisierung

Für die Durchführung der Entwicklungsarbeiten zum Teilschritt „Austenitisierung“ wurde die Universität Jönköping im Unterauftrag in das Projekt eingebunden. Hierfür wurde der Universität je 1 Satz Probekörper (1 Würfel, 4 Platten) von jeder der 16 Legierungsmodifikationen zur Verfügung gestellt. Jeweils am Würfel erfolgte die Bestimmung wichtiger Gefügekenngößen wie Nodularität, Kugelzahl und Ferritanteil als Grundlage für die Definition des Ausgangszustandes für die Simulationsarbeiten. Die **Abbildungen 4 - 6** zeigen die Bandbreite der genannten Kenngößen in Abhängigkeit von den eingestellten chemischen Zusammensetzungen. Während der Einfluss der Legierungselemente auf Nodularität und Kugelzahl gering ist, liegt der Ferritanteil bei den mit 0,9% Kupfer legierten Proben erwartungsgemäß deutlich niedriger.

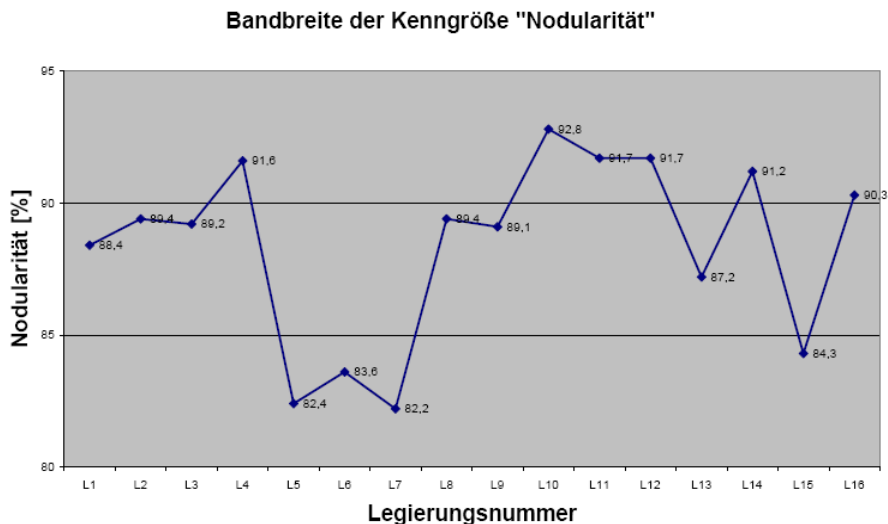


Abb. 4: Bandbreite der Nodularität der Würfelproben aus den Versuchslegierungen

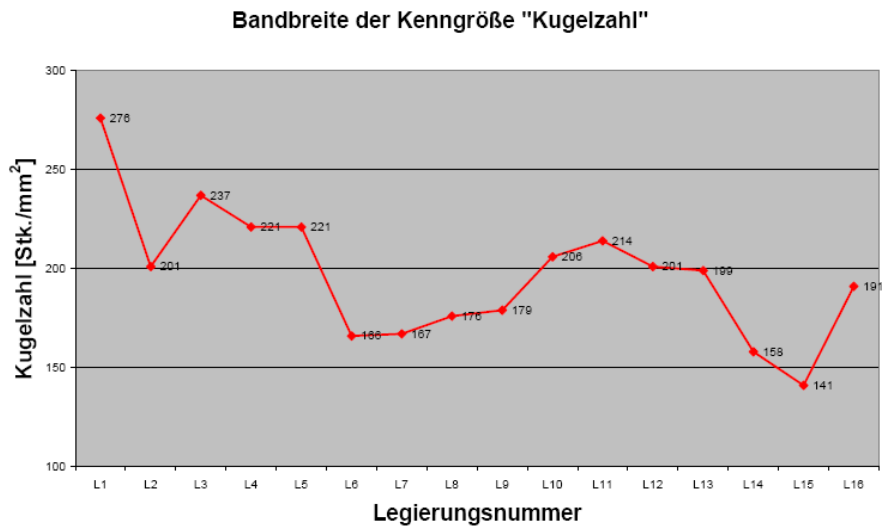


Abb. 5: Bandbreite der Kugelzahl der Würfelproben aus den Versuchslegierungen

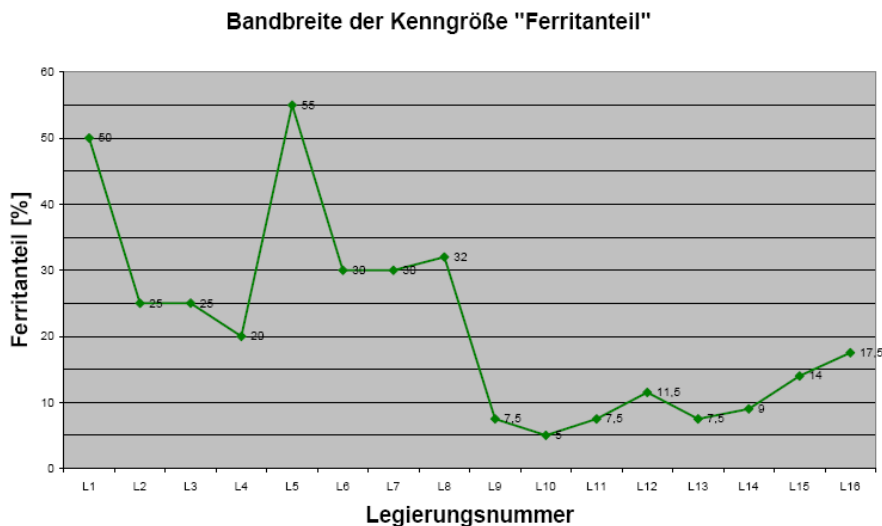


Abb. 6: Bandbreite des Ferritanteils der Würfelproben aus den Versuchslegierungen

Die Untersuchungen an der Universität Jönköping zeigten ein signifikantes Ende der Härtezunahme bereits nach 5 bis 7 Minuten Austenitisierungszeit. Dabei gab es kaum Unterschiede zwischen unlegierten und legierten Proben. Dies bestätigte, dass die Diffusion des Kohlenstoffs sehr schnell abläuft. Daher ist davon auszugehen, dass der Perlit sehr schnell vollständig zu Austenit umwandelt. Offen blieb die Frage, ob die Diffusion aus dem Graphit ähnlich schnell abläuft und der Austenit auch vollständig mit Kohlenstoff gesättigt war.

2.2.2 Entwicklungsarbeiten zum Abschreckvorgang

Der Einfluss von Umwandlungstemperaturen und -zeiten sowie von Abkühlungsgeschwindigkeiten auf die Gefügeausbildung wird durch das Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild dargestellt (ZTU-Schaubild). Man unterscheidet dabei je nach Umwandlungsart bzw. Randbedingungen zwischen kontinuierlicher und isothermischer Umwandlung.

Bei den meisten technischen Wärmebehandlungen, wie z.B. beim Härten, wird der Werkstoff unmittelbar aus dem Austenitgebiet auf (nahezu) Raumtemperatur abgeschreckt. Die Austenitumwandlung erfolgt dabei kontinuierlich in dem durchlaufenen Temperaturbereich. Zur Beschreibung der Umwandlungsvorgänge bei kontinuierlicher Abkühlung sind ZTU-Diagramme für kontinuierliche Abkühlung notwendig. Hierfür wird mit Hilfe eines Dilatometerversuches bei einer konstanten Abkühlungsgeschwindigkeit Beginn und Ende der Umwandlung durch Messung der Längenänderung und durch metallografische Untersuchungen ermittelt. **Abbildung 7** zeigt beispielhaft ein ZTU-Schaubild für kontinuierliche Abkühlung. Auf der Abszisse ist die Zeit in logarithmischem Maßstab aufgetragen. Ein solches Diagramm wird längs der eingezeichneten Kurven für verschiedene Abkühlungsgeschwindigkeiten von links oben nach rechts unten gelesen. Die Existenzbereiche der einzelnen Phasen werden durch die abgegrenzten Phasengebiete beschrieben, aus denen die einzelnen Phasen abzulesen sind. Im dargestellten Beispiel sind das Ferrit (F), Perlit (P), Bainit (B), Austenit (A) und Martensit (M).

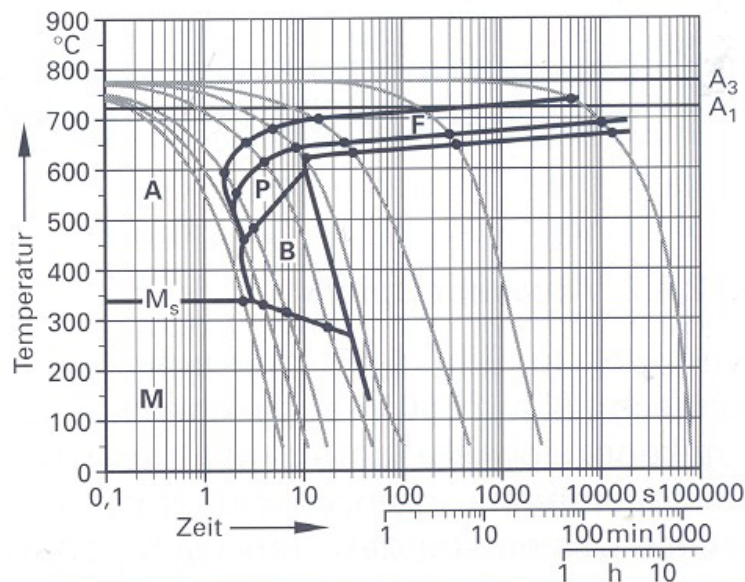


Abb. 7: Beispiel für ein kontinuierlicher ZTU-Schaubild

Wird ein Werkstoff bei konstanter Temperatur, also isothermisch umgewandelt, zeigt ein isothermes ZTU-Schaubild die dabei ablaufenden Gefügeumwandlungen. **Abbildung 8** zeigt ein Beispiel für den Aufbau eines solchen isothermen ZTU-Diagramms.

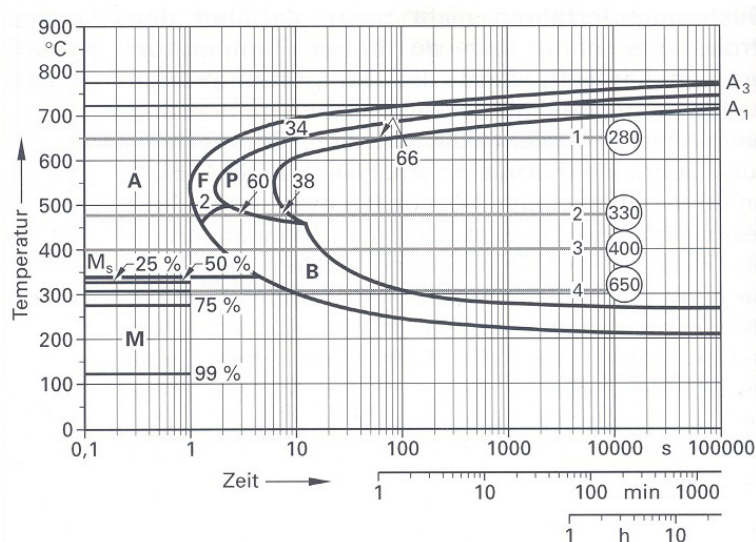


Abb. 8: Beispiel für ein isothermes ZTU-Schaubild

Solche isothermen ZTU-Schaubilder eignen sich insbesondere für entsprechende isotherme Wärmebehandlungen, und sind wesentliche Voraussetzung für Grundlagenuntersuchungen bei der Herstellung von ausferritischem Gusseisen, dem so genannten ADI.

Der Einfluss der Legierungselemente ist bei kontinuierlicher Abkühlung und bei isothermer Umwandlung ähnlich. Mit zunehmenden Legierungsanteilen verschieben sich die Phasengebiete im kontinuierlichen ZTU-Schaubild in Abhängigkeit von den Legierungselementen zu größeren Zeiten und tieferen Temperaturen. Mit steigender Austenitisierungstemperatur wird die Gefügeumwandlung insbesondere zu längeren Zeiten verschoben. Karbid bildende Elemente beispielsweise verzögern dabei die Perlitumwandlung mehr als die Zwischenstufenumwandlung und begünstigen daher bei kontinuierlichem Abkühlen die Ausbildung von Zwischenstufengefüge, was bei der Herstellung von ADI von Vorteil ist.

Die mechanischen Eigenschaften von legiertem und unlegiertem Gusseisen sind auch von der Wärmebehandlung abhängig. Aus dem ZTU-Schaubild sind die jeweiligen Gefügezustände ersichtlich. Insbesondere können daraus der Beginn und das Ende der Austenitumwandlung entnommen werden. Die Nutzung von ZTU-Diagrammen für die Auslegung einer Wärmebehandlung kann zeitraubende Versuche zur Erzielung bestimmter Werkstoffeigenschaften ersparen, da so einerseits das dafür in Frage kommende Wärmebehandlungsverfahren und andererseits die dafür benötigten Wärmebehandlungsparameter vorher exakt bestimmt werden können.

2.2.2.1 Kontinuierliche Umwandlung: Versuchseinrichtung und –durchführung

Zur Durchführung der Versuche wurde ein Dilatometer DIL 801 der Firma Bähr verwendet. Es besteht aus einem Messsystem, einer Steuereinheit, sowie dem eigentlichen Dilatometer mit einem wassergekühlten Ofen für schnellere Aufheiz- und Abkühlvorgänge. **Abbildung 9** zeigt den verwendeten Versuchsaufbau.



Abb. 9: Versuchsaufbau des Dilatometers DIL 801 am Institut für Gießereitechnik

Zur Austenitisierung wurden die einzelnen Probestäbe auf 900 °C erwärmt, 12 Minuten auf dieser Temperatur gehalten und anschließend mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten abgekühlt. Die Abkühlraten lagen dabei zwischen 50 und 350 K/min. Die infolge der Umwandlung auftretenden Längenänderungen wurden mit dem Dilatometer ermittelt und rechnergestützt aufgezeichnet.

In **Abbildung 10** ist beispielhaft das Ergebnis eines Dilatometerversuchs mit kontinuierlicher Abkühlung dargestellt. Wie aus der Abbildung ersichtlich, ist der Beginn einer Umwandlung immer an der Abweichung der Längenänderungs-Temperatur-Kurve von der Linearität erkennbar.

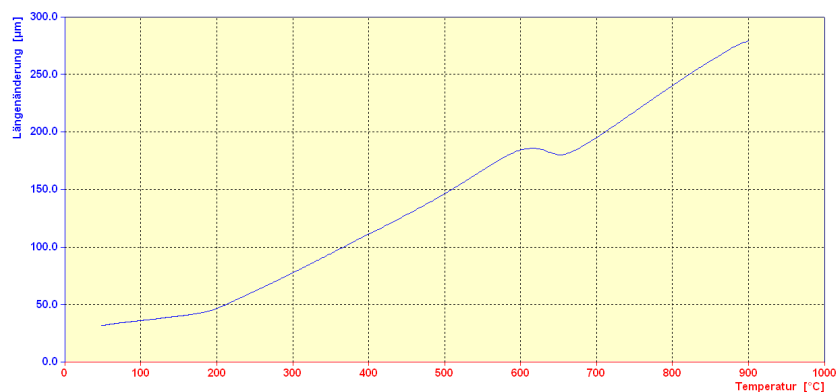


Abb. 10: Ergebnis eines Dilatometerversuchs mit kontinuierlicher Abkühlung

Der exakte Verlauf der Längenänderungs-Temperatur-Kurven ist immer abhängig von der genauen Werkstoffzusammensetzung, da die unterschiedlichen Legierungselemente die Diffusion und somit die Keimbildung, das Keimwachstum genauso wie die Stabilität der einzelnen Phasen beeinflussen.

Mit Hilfe der Versuchsergebnisse der Dilatometerversuche wird, wie in **Abbildung 11** beispielhaft dargestellt, ein kontinuierliches ZTU-Schaubild konstruiert.

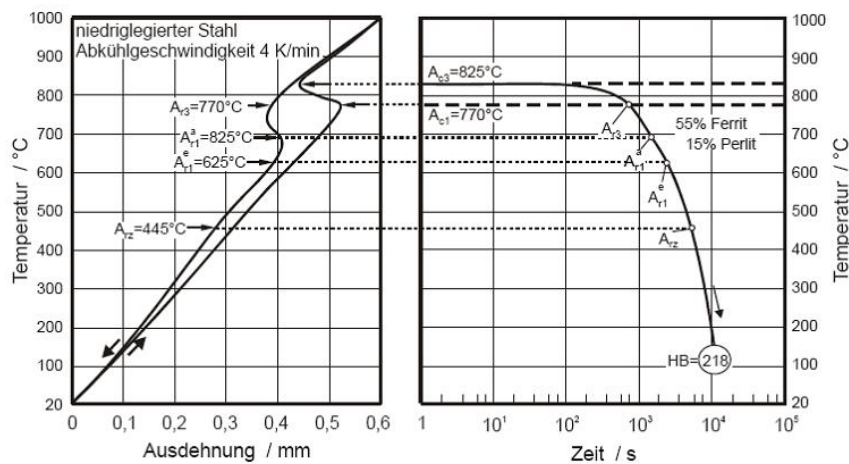


Abb. 11: Beispiel für die Erstellung eines kontinuierlichen ZTU-Schaubildes

Zunächst werden dabei für unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeiten die entsprechenden Temperaturen der Gefügewandlung bestimmt. Diese Punkte lassen sich dann in ein Diagramm übertragen, in dem der Verlauf der Abkühlung an einer logarithmischen Zeitachse aufgetragen wird, so dass aus den einzelnen Abkühlkurven insgesamt ein ZTU-Schaubild entsteht. Die einzelnen Temperaturhaltepunkte, die in den Dilatometerversuchen ermittelt worden sind, werden in dem ZTU-Schaubild miteinander verbunden, so dass dadurch die Grenzen der einzelnen Phasengebiete entstehen (Bild 12). Mit Hilfe einer metallographischen Gefügeuntersuchung der einzelnen Dilatometerproben wird in Verbindung mit einer Härtemessung ferner das entsprechende Gefüge bestimmt, das sich bei infolge der unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten gebildet hat. Auf diese Weise entsteht ein vollständiges ZTU-Schaubild.

2.2.2.2 Versuchsergebnisse

Da bei allen 16 Legierungen jeweils Dilatometerproben aus den Würfeln und Platten entnommen wurden und um mögliche Unterschiede zwischen den Probengeometrien (Würfel, Platten) ermitteln zu können, wurden insgesamt 32 ZTU Schaubilder, also zwei je Legierung, erstellt. Bei allen Proben wurden die nötigen Abkühlraten so eingestellt, dass bei der maximalen Abkühlrate eine Umwandlung zu Ferrit und Perlit vermieden werden kann. Die Ermittlung der zur Vermeidung der Perlitumwandlung nötigen Abkühlrate war notwendig für die nachfolgende Durchführung der isothermen Umwandlungsversuche, bei denen eine sichere und insbesondere vollständige Umwandlung des gesamten Gefüges zu Ausferrit erreicht werden sollte.

Die einzelnen Ergebnisse und die Gefügeentwicklung bei der kontinuierlichen Umwandlung werden im Folgenden beispielhaft an zwei verschiedenen Legierungen mit besonders deutlichen Unterschieden im Umwandlungsverhalten erläutert. Aufgrund ihrer großen Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung insbesondere bei den Nickel- und Molybdängehalten (0 % Mo und 0,52 % Ni bei Legierung 9 sowie 0,22 % Mo bzw. 2,05 % Ni bei Legierung 16) sind die beiden Legierung 9 und Legierung 16 für eine solche Betrachtung besonders gut geeignet.

Abbildung 12 zeigt das kontinuierliche ZTU-Schaubild für die Legierung 9. Es ist deutlich zu erkennen, dass selbst bei der höchsten Abkühlgeschwindigkeit eine Umwandlung des Austenits in Ferrit und Perlit stattfand. Der Umwandlungsbeginn ist dabei auch von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Mit steigenden Abkühlgeschwindigkeiten sinkt die Temperatur, bei der die Umwandlung beginnt, von etwa 700 °C auf etwa 600 °C ab.

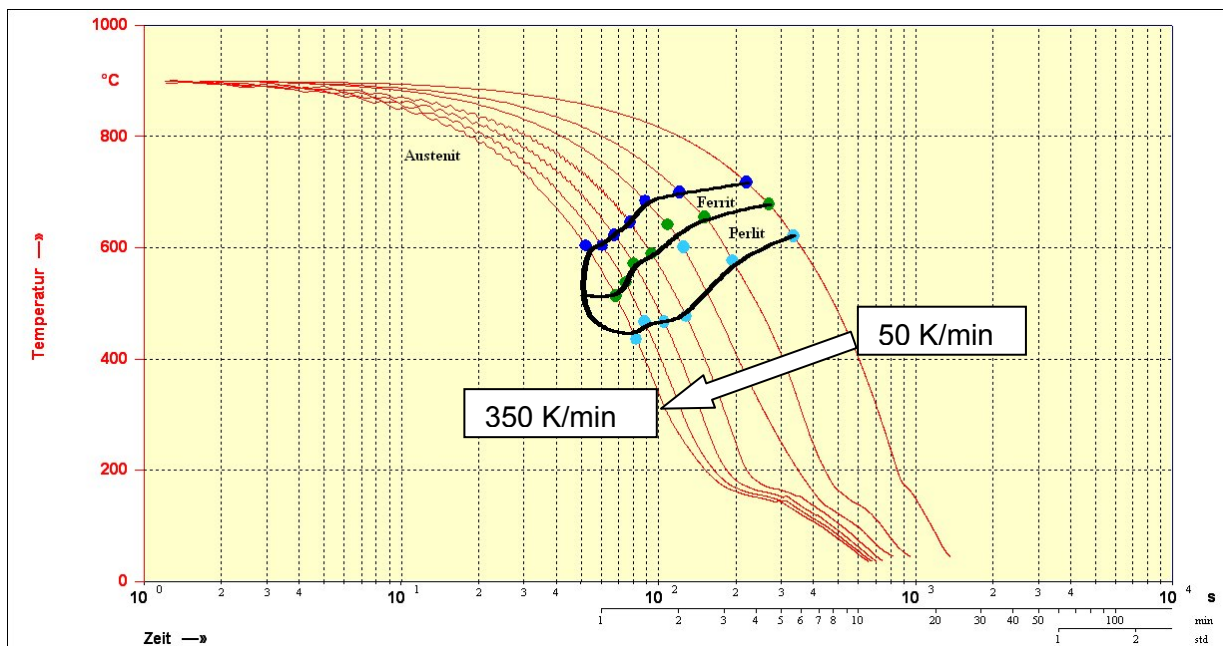


Abb. 12: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L9

Bei jeder Dilatometerprobe wurde eine Gefügeauswertung durchgeführt sowie die Härte des Gefüges nach der jeweiligen Wärmebehandlung gemessen. Auf diese Weise konnte ein Zusammenhang zwischen der Wärmebehandlung und dem daraus resultierenden Gefüge hergestellt werden. In **Tabelle 2** sind die für Legierung 9 ermittelten Härtewerte zusammengefasst. Es kann der Tabelle entnommen werden, dass mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit die Härtewerte ansteigen.

Abkühlgeschwindigkeit K/min	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Mittelwert HV 1
350	419	434	451	435
300	387	387	382	385
250	395	359	373	376
200	362	352	358	357
150	348	356	348	351
100	345	332	356	344
50	339	283	332	318

Tabelle 2: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 9

Wie den Gefügebestandteilen der einzelnen untersuchten Proben in **Tabelle 3** entnommen werden kann, steigt mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit auch der Perlitanteil im Gefüge der jeweils untersuchten Probe.

Abkühlgeschwindigkeit K/min	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
350	ca. 5	—	Rest	20-25	—	<1
300	5-10	—	Rest	—	—	<1
250	5-10	—	Rest	—	—	<1
200	15-20	—	Rest	—	—	<1
150	15-20	—	Rest	—	—	<1
100	15-20	—	Rest	—	—	<1
50	25-30	—	Rest	—	—	<1

Tabelle 3: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 9

Während bei einer niedrigen Abkühlgeschwindigkeit von 50 K/min etwa 30 % Ferrit und 70 % Perlit im Gefüge vorlagen, bestand das Gefüge bei einer hohen Abkühlgeschwindigkeit von 300 K/min aus 10 % Ferrit und 90 % Perlit. Dieses Ergebnis stimmt sehr gut mit den Ergebnissen der entsprechenden Härtemessungen überein. Mit steigendem Perlitgehalt und abnehmendem Ferritgehalt nimmt auch die Härte des Gefüges zu.

Es kann **Abbildung 12** und **Tabelle 3** allerdings auch entnommen werden, dass der Verlauf der Grenzen der Umwandlung nicht vollständig ermittelt werden konnte. Selbst die höchste Abkühlgeschwindigkeit war bei diesem Beispiel nicht ausreichend, um eine Gefügeumwandlung von Austenit zu Ferrit und Perlit vollständig zu unterdrücken. Es liegen bei einer Abkühlungsgeschwindigkeit von 350 K/min immer noch etwa 5 % Ferrit und etwa 70 % Perlit im Gefüge vor. Eine vollständige martensitische Umwandlung konnte nicht erreicht werden. Die in dem Diagramm eingetragenen Verläufe der Phasengrenzen beruhen also für höhere Abkühlraten als 350 K/min (links der Kurve der höchsten Abkühlungsgeschwindigkeit) auf Abschätzungen..

Abbildung 13 ist das kontinuierliche ZTU-Schaubild für Legierung 16 zu entnehmen. Im Gegensatz zu Legierung 9 ist es hier gelungen, bereits mit relativ geringen Abkühlgeschwindigkeiten die Umwandlung des Austenits in Ferrit bzw. Perlit zu unterdrücken. Hier wirken die erhöhten Anteile an Nickel und Molybdän in der chemischen Zusammensetzung offensichtlich stark umwandlungsverzögernd.

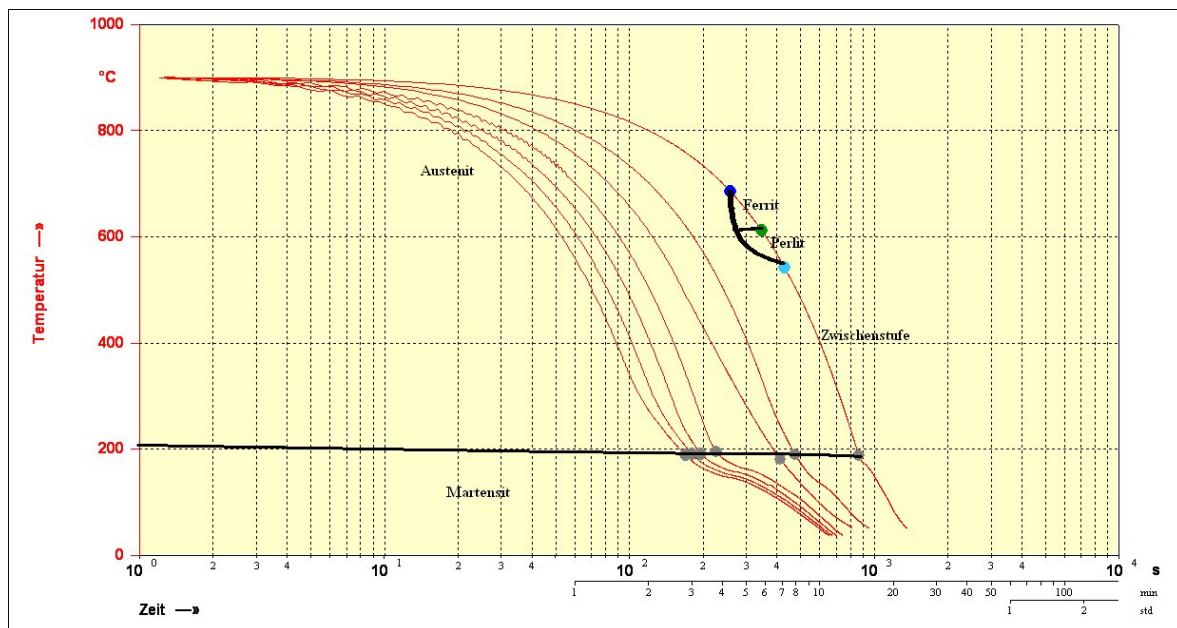


Abb. 13: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L16

Bereits bei einer relativ geringen Abkühlgeschwindigkeit von 100 K/min wird die Umwandlung in die Ferrit- bzw. Perlitstufe liegen nur noch martensitische Gefügebestandteile vor. Für eine Bestimmung der exakten Geschwindigkeit, bei der gerade keine Umwandlung mehr stattfindet, wäre hier eine feinere Abstufung der Abkühlgeschwindigkeiten im Bereich zwischen 50 und 100 K/min notwendig.

In **Tabelle 4** sind die für die Proben der Legierung 16 ermittelten Härtewerte zusammengefasst. Auch hier erkennt man einen Anstieg der Härte mit zunehmender Abkühlungsgeschwindigkeit.

Abkühlungsgeschwindigkeit K/min	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Mittelwert HV 1
350	753	756	734	748
300	703	740	777	740
250	818	769	730	772
200	622	667	670	653
150	580	665	732	659
100	693	693	696	694
50	386	430	447	421

Tabelle 4: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 16

Besonders auffällig ist die große Härtezunahme von der geringsten Abkühlungsgeschwindigkeit 50 K/min zur nächst höheren Abkühlungsgeschwindigkeit 100 K/min. Dieser deutliche Härtesprung liegt, wie bereits in **Abbildung 13** erkennbar, an dem nun überwiegend martensitischen Gefüge der untersuchten Probe bei Raumtemperatur.

Wie den Gefügebestandteilen der einzelnen untersuchten Proben von Legierung 16 **Tabelle 5** entnommen werden kann, wurden an den untersuchten Proben bis zu einer Abkühlungsgeschwindigkeit von 200 K/min metallografisch geringe Anteile von Ferrit im Gefüge bestimmt.

Abkühlgeschwindigkeit	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
350	—	—	—	100	—	<1
300	—	—	—	100	—	<1
250	—	—	—	100	—	<1
200	<5	—	—	Rest	—	<1
150	5-10	—	—	Rest	—	<1
100	10-15	—	<5	Rest	—	<1
50	15-20	—	ca. 5	Rest	—	<1

Tabelle 5: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 16

Im Rahmen des Projektes wurden auch die ZTU-Schaubilder der übrigen Legierungen L1 bis L8 sowie L10 bis L15 erstellt. Exemplarisch zeigt der Bericht die beiden Legierungen L9 und L16. Anhand der ZTU-Schaubilder ist sehr leicht der Einfluss der zunehmenden Legierungsgehalte zu verfolgen. Ausgehend von dem ZTU-Schaubild für Legierung L1, die den geringsten Zusatz an Legierungselementen aufweist wird die Lage der Perlitphasengrenzen zu immer längeren Umwandlungszeiten hin verschoben. Die am wenigsten ausgeprägten Perlitgebiete und damit die längsten Umwandlungszeiten weisen die Legierungen L8 und L16 auf.

Anhand der gemessenen Härtewerte und natürlich der Phasenanteile an Ferrit, Perlit bzw. Martensit lässt sich dieser Zusammenhang ebenfalls ableiten.

Die ZTU Diagramme aller untersuchten Legierungen sind im Anhang B zu diesem Bericht dargestellt auf den hier verwiesen wird.

2.2.3 Entwicklungsarbeiten zum Prozessschritt isotherme Umwandlung

Bei der Untersuchung einer isothermen Umwandlung wird die Probe mit einer zur Vermeidung der Perlitumwandlung nötigen Abkühlungsgeschwindigkeit von der Austenitierungstemperatur auf die gewünschte Haltetemperatur abgekühlt und dann solange gehalten, bis die Umwandlung abgeschlossen ist. Die Haltetemperaturen waren bei allen 16 Legierungen jeweils 320 °C, 350 °C und 380 °C. Es wurden dabei unterschiedliche Haltezeiten eingestellt, um den Beginn und das Ende der Umwandlungen ermitteln zu können.

Für diese Untersuchungen wurden je Legierung insgesamt sechs Dilatomerversuche durchgeführt. Zunächst wurde eine Langzeitmessung durchgeführt, bei der die Zeit für eine vollständige Umwandlung des Austenits an einer Dilatometerprobe gemessen wurde. Anhand dieser Probe konnten die Haltezeiten für die weiteren Dilatomerversuche ermittelt werden:

Bestimmung von T 90% (Ende) durch Langzeitversuch

Festlegung von 4 weiteren Haltezeiten

- T 10% = Anfang
- T W = Wendepunkt
- T W+1/3 = Wendepunkt + 1/3 des oberen Abschnittes
- T W+2/3 = Wendepunkt + 2/3 des oberen Abschnittes

Abbildung 14 zeigt beispielhaft das Vorgehen bei der Ermittlung der relevanten Umwandlungszeiten. Es ist in dem Bild auch zu erkennen, dass bei jeder isothermen Umwandlung zunächst eine gewisse Inkubationszeit benötigt wird, bis die Umwandlung beginnt. Aus diesem Grund wurde die kürzeste Haltezeit bei etwa 10 % der gesamten Umwandlungszeit gewählt.

Festlegung der Haltezeiten

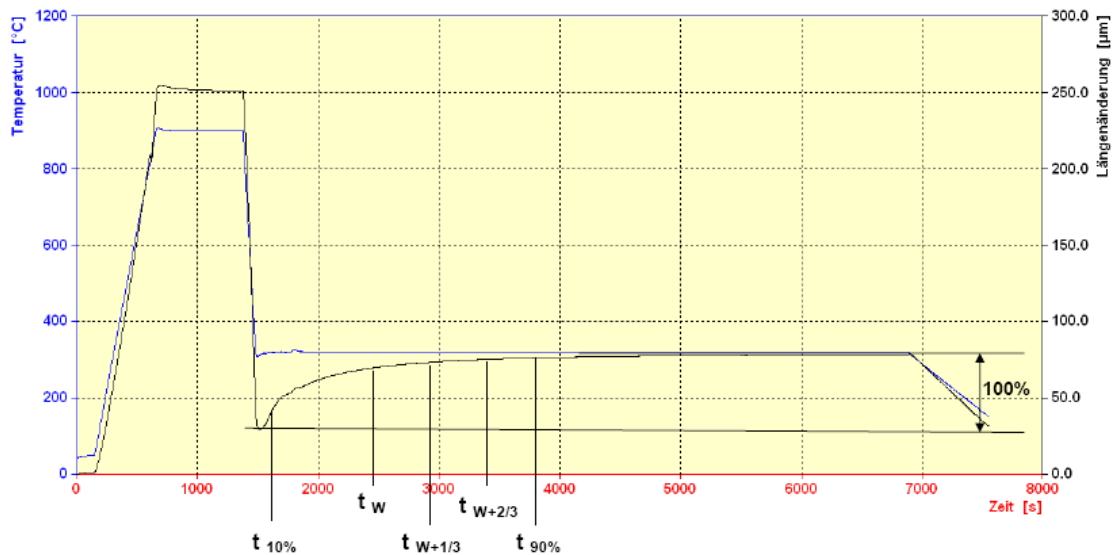


Abb. 14: Vorgehen zur Ermittlung der Umwandlungszeiten einer isothermischen Umwandlung

Durch die metallografische Auswertung der mit den verschiedenen Haltezeiten behandelten Dilatometerproben lässt sich hinreichend genau der Verlauf der Umwandlung des Austenits in den gewünschten Ausferrit verfolgen. In Abhängigkeit von der jeweiligen Haltezeit finden sich zunehmende ausferritische Gefügeanteile. Auf diese Weise konnten die für eine ADI-Wärmebehandlung optimalen Wärmebehandlungsparameter (Haltezeit und –temperatur) bestimmt werden.

2.2.3.1 Isotherme Versuche

Bei diesen Versuchen wurde nach der Austenitisierung eine vollständige Umwandlung in Ausferrit angestrebt, um ein ADI-Gefüge herzustellen. Dazu musste die Abkühlung auf die entsprechende Haltetemperatur schnell genug durchgeführt werden, damit eine Umwandlung in die Perlitstufe vermieden werden konnte. Als Haltetemperaturen wurden 320 °C, 350 °C sowie 380 °C eingestellt. Um die Menge des nach einer bestimmten Zeit umgewandelten Gefüges bestimmen zu können, wurden einzelne Proben innerhalb des Umwandlungsintervalls nach bestimmten Zeiten gezielt abgeschreckt und metallografisch untersucht.

In den folgenden Bildern sind beispielhaft für die beiden Legierungen 9 und 16 die Gefügestände nach vergleichbaren Umwandlungszeiten bei den drei Haltetemperaturen 320 °C, 350 °C bzw. 380 °C dargestellt. Es ist in allen Bildern der Einfluss der Haltezeit zu erkennen. Während nach der kürzesten Haltezeit bei allen dargestellten Proben ein im Wesentlichen martensitisches Gefüge vorliegt, das infolge des Abschreckens der Probe bei Erreichen der Haltezeit entstanden ist, zeigen alle Proben bei Erreichen der längsten Haltezeit bei allen

Haltetemperaturen überwiegende Anteile des gewünschten ausferritischen Gefüges. Bild 35 zeigt die Gefügeumwandlung für die Legierung 9 bei einer Haltetemperatur von 320 °C.

Das Teilbild (a) von **Abbildung 15** zeigt ein Gefüge mit etwa 5 bis 10 % Ausferrit. Der Rest des Gefüges besteht im Wesentlichen aus Martensit. Im mittleren Teilbild (b) sind bereits 55 bis 60 % Ausferrit im Gefüge vorhanden. Auch hier bestehen die restlichen Gefügebestandteile aus Martensit. Das Teilbild (c) mit der längsten Haltezeit zeigt ein vollständig ausferritisches Gefüge.

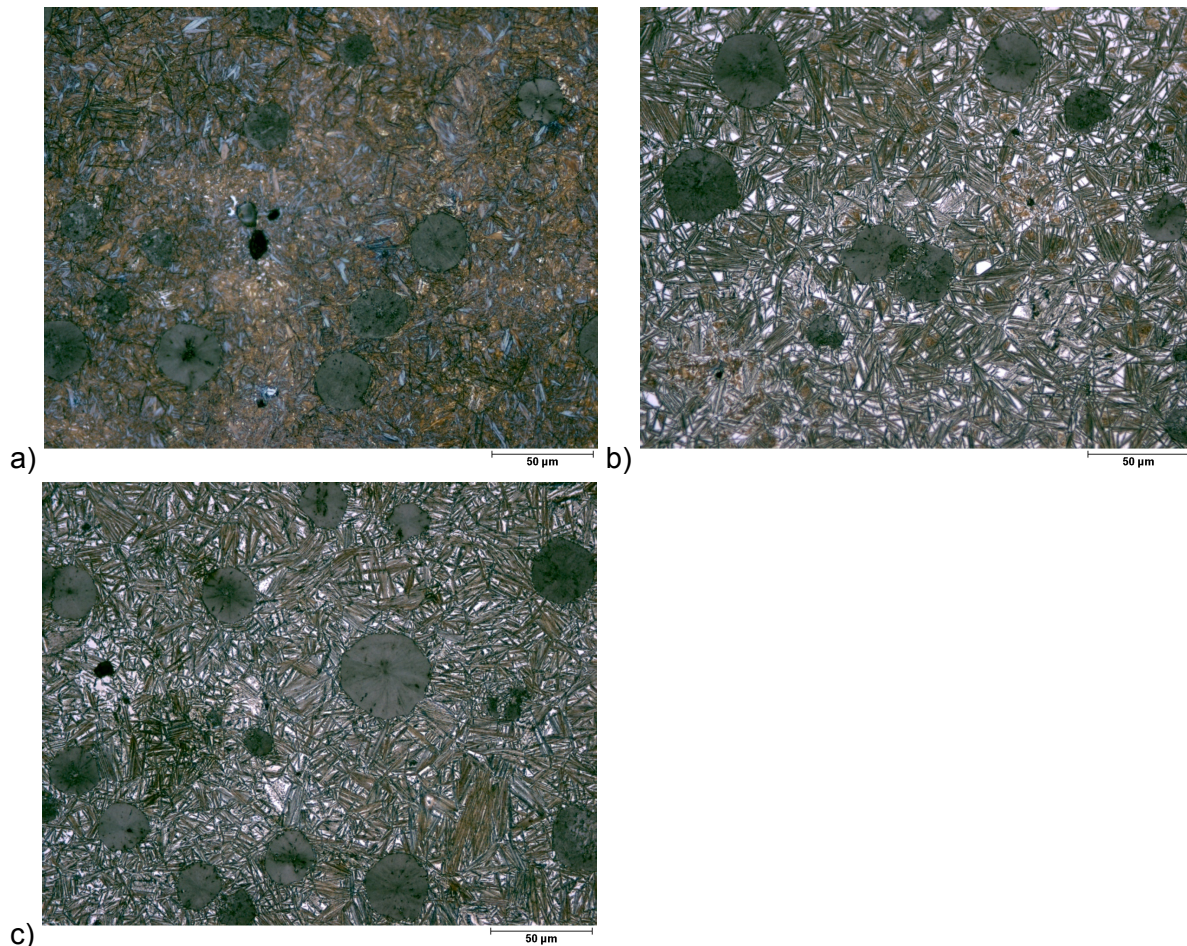


Abb. 15: Legierung 9: Haltetemperatur 320 °C (a) Haltezeit 200 s, (b) Haltezeit 1000 s, (c) Haltezeit 8500 s

Der **Abbildung 16** ist der Verlauf der Gefügeumwandlung bei Legierung 9 bei einer Haltetemperatur von 380 °C zu entnehmen. Bei dieser Haltetemperatur liegen nach 130 s etwa 5 % Ausferrit im Gefüge vor. Der ausferritische Gefügeanteil steigt über 80 bis 85 % nach 1100 s auf 100 % nach 4000 s Haltezeit.

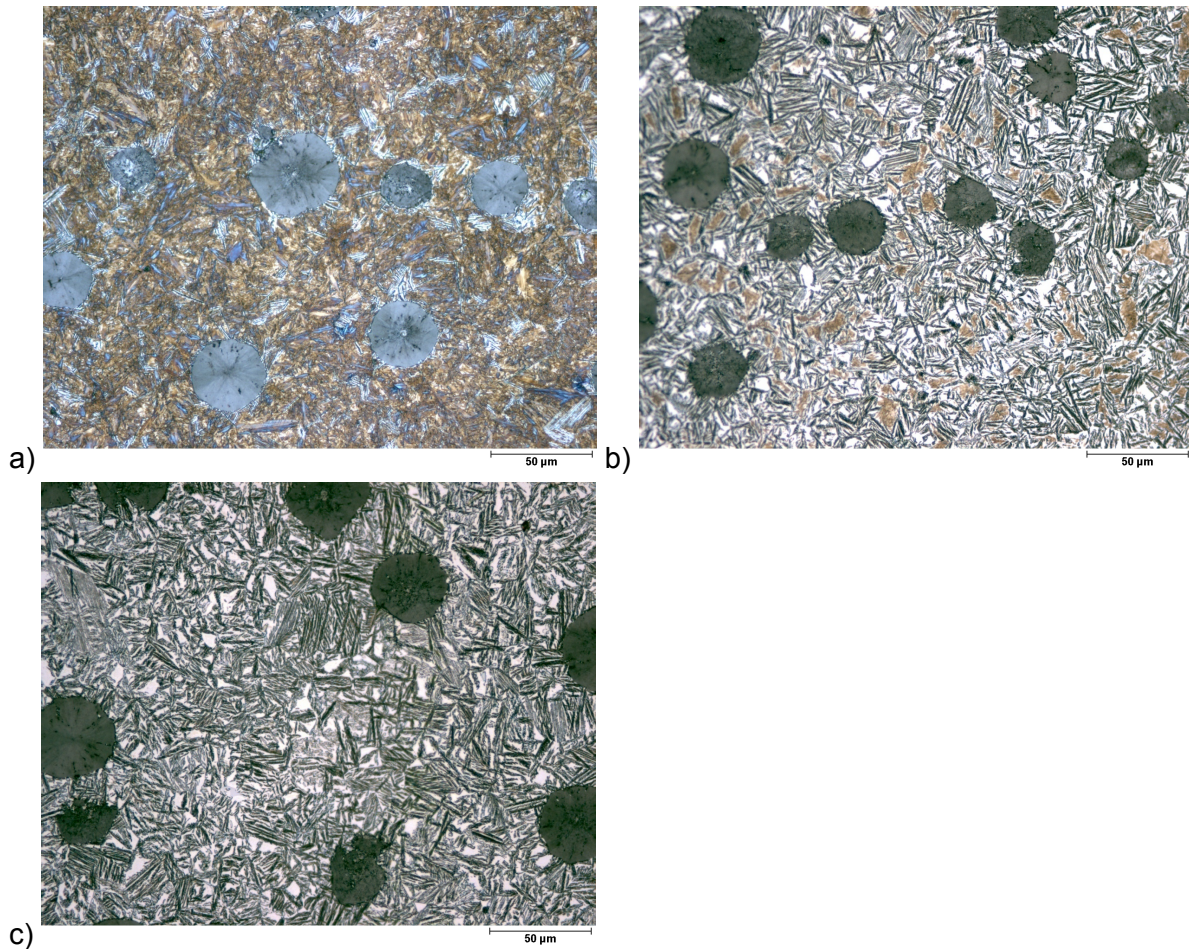


Abb. 16: Legierung 9: Haltetemperatur 380 °C

- a) Haltezeit 130 s
- b) Haltezeit 1100 s
- c) Haltezeit 4000 s

Bei der Legierung 9 ist also deutlich zu erkennen, dass mit steigender Haltetemperatur die Umwandlung des Gefüges zu Ausferrit schneller abläuft. Insgesamt lässt sich die Umwandlungszeit durch Erhöhung der Haltetemperatur um 60 °C von 320 °C auf 380 °C von 8500 s auf 4000 s reduzieren.

Die beiden **Abbildungen 17 und 18** fassen die Ausferritanteile in Abhängigkeit von der Umwandlungszeit für die beiden Legierungen 9 (**Abbildung 17**) und Legierung 16 (**Abbildung 18**) zusammen. Aus den beiden Bildern wird ebenfalls deutlich, wie sich die Ausferritbildung und damit auch die gesamte Gefügeumwandlung durch den Einfluss der Legierungselemente zu längeren Zeiten verschieben. Durch die Zugabe von 0,22 % Mo und 2,05 % Ni verlängert sich die notwendige Umwandlungszeit von etwa 2000 s auf 4500 s.

Ferner ist in **Abbildung 18** zu erkennen, dass für die Legierung 9 auch die Umwandlungstemperatur noch einen Einfluss auf die Gefügeumwandlung hat. Insbesondere die Zeit bis

zur vollständigen Umwandlung zu Ausferrit ist bei einer Umwandlungstemperatur von 320 °C etwa doppelt so lang wie für eine Umwandlungstemperatur von 380 °C.

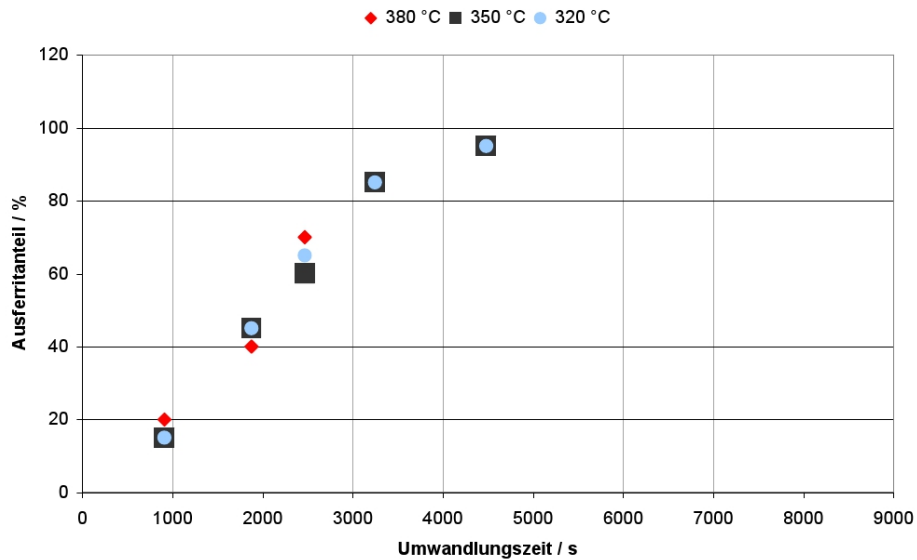


Abb. 17: Ausferritanteile in Abhängigkeit von Umwandlungszeit und -temperatur für L9

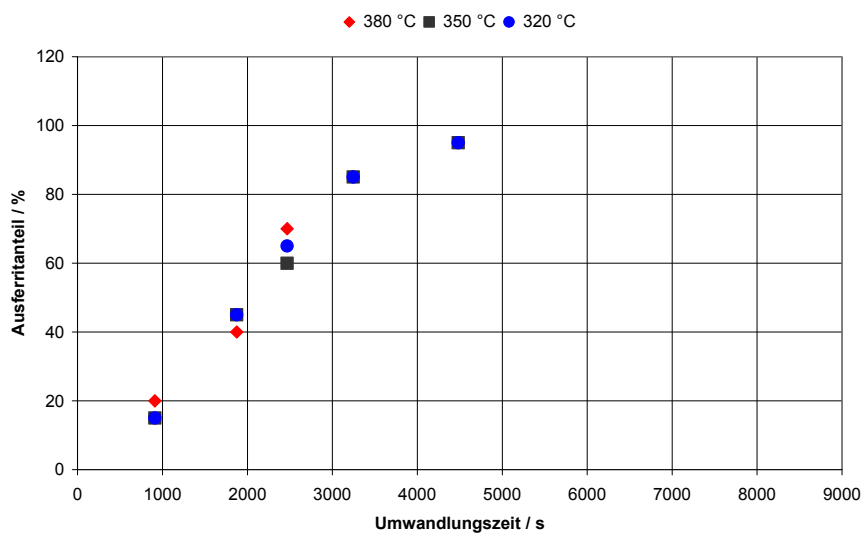


Abb. 18: Ausferritanteile in Abhängigkeit von Umwandlungszeit und -temperatur für L16

Aus **Abbildung 18** lässt sich entnehmen, dass die Unterschiede in der Umwandlungszeit in Abhängigkeit von der Umwandlungstemperatur bei Legierung 16 reduziert sind. Durch die Zugabe von umwandlungsverzögernden Legierungselementen ergibt sich ein weniger deutlicher Unterschied zwischen den Umwandlungstemperaturen für eine nahezu vollständige Umwandlung zu Ausferrit.

2.3 Simulation des Gußgefüges und der Wärmebehandlung

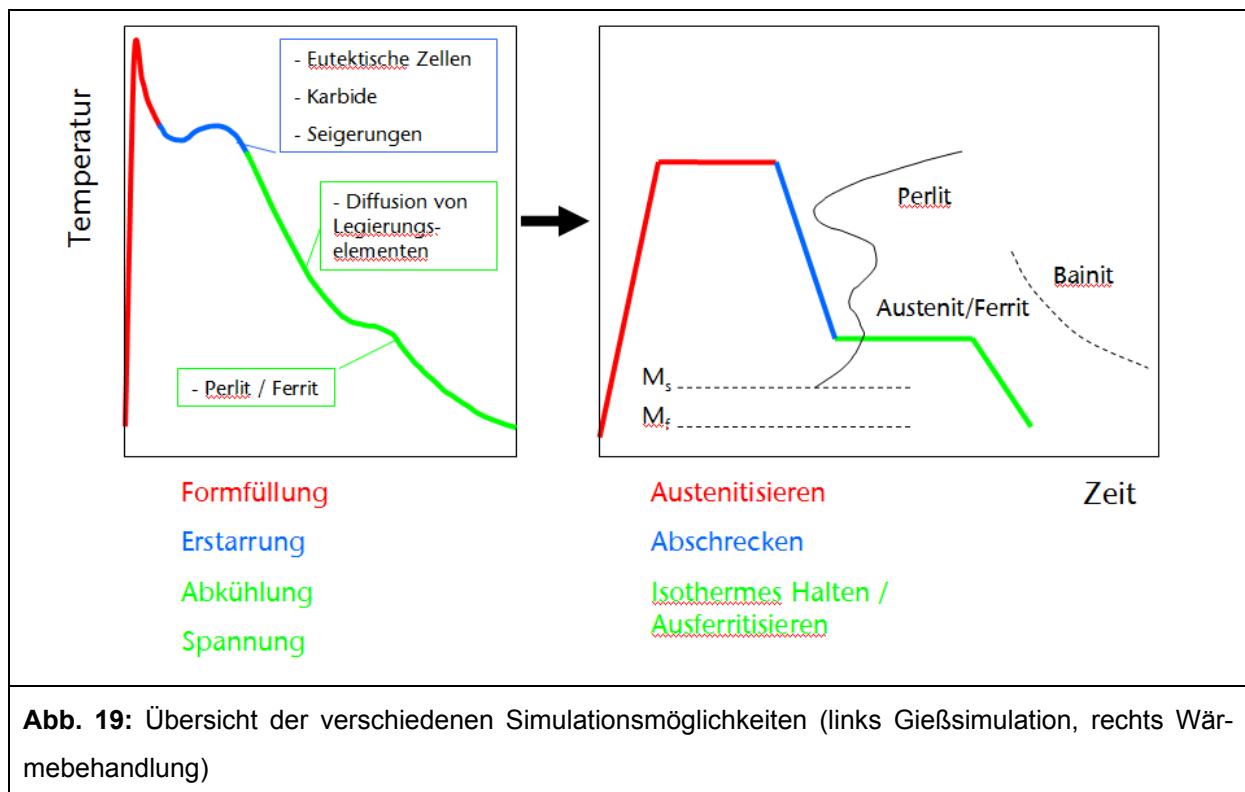


Abb. 19: Übersicht der verschiedenen Simulationsmöglichkeiten (links Gießsimulation, rechts Wärmebehandlung)

Die Simulation des Gußgefüges wird heutzutage bereits vielfach eingesetzt. Als Ergebnisse erhält man z.B. die Anteile an Ferrit und Perlit. Zudem werden Informationen über die Kugelzahl und die Kugelradien berechnet. **Abbildung 19** zeigt auf der linken Seite die Berechnungsarten in Abhängigkeit von der Temperatur. Basierend auf diesen Ergebnissen werden die 3 Schritte der Wärmebehandlung berechnet (siehe rechte Seite von **Abbildung 19**). Die notwendigen Modelle, die im Rahmen des Projektes entwickelt wurden, werden hier nachfolgend vorgestellt.

2.3.1 Modellbildung für den Teilschritt Austenitisierung

Das Austenitisieren stellt den ersten Schritt der Wärmebehandlung zur Erzeugung von ADI dar. Bei der Aufheizung wandelt sich das Gussgefüge aus Ferrit und Perlit in Austenit um, und Kohlenstoff diffundiert von den Graphitsphärolithen in die entstandenen Austenitbereiche. Die Austenitisierungstemperatur und -zeit und damit die Kohlenstoffverteilung sind abhängig von der chemischen Zusammensetzung und dem Gussgefüge und sind wichtige Steuerungsgrößen für die Wärmebehandlung. Die Austenitisierungstemperatur bestimmt die Menge an Kohlenstoff, der in der Austenitmatrix potenziell gelöst werden kann. Dieser Kohlenstoff stabilisiert schließlich den Austenit im ADI - Gefüge und bestimmt seinen Anteil. Die Austenitisierungszeit muss so gewählt werden, dass die diffusionskontrollierte Kohlenstoffverteilung in der Austenitmatrix komplett abgeschlossen ist. Auf der anderen Seite, führt eine zu lange Austenitisierungszeit neben der Abnahme der Produktivität und Steigerung der E-

nergiekosten zu einer Verringerung der Austenitkörner. Das Ziel der Simulation liegt in der Bestimmung einer minimalen Austenitisierungszeit, wobei die Kohlenstoffsättigung im Austenit gewährleistet sein muss.

Wie oben erwähnt, kann das Austenitisieren in zwei wesentliche Vorgänge aufgeteilt werden. Dies sind die Phasenumwandlung (Ferrit/Perlit => Austenit) und die Verteilung des Kohlenstoffs im Austenit. Beide Vorgänge sind durch die Diffusion des Kohlenstoffes bestimmt, werden aber aufgrund von unterschiedlichen Rand- und Anfangsbedingungen im Rahmen von verschiedenen Modellen beschrieben. Die Modelle, die für beide Teile der Austenitisierung entwickelt worden sind, beruhen auf den folgenden Annahmen:

1. Es wird ein lokales thermodynamisches Gleichgewicht an allen Phasengrenzen angenommen. Für die Phasenumwandlung ist diese Annahme mit der Tatsache gerechtfertigt, dass die Zeit für die Einstellung des Gleichgewichtes viel kürzer ist als die Umwandlungszeit. Für die Verteilung der Kohlenstoff im Austenit, ist das lokale thermodynamische Gleichgewicht selbstverständlich, da keine bewegliche Phasengrenze vorhanden ist.
2. Es wird ein binäres System Eisen-Kohlenstoff betrachtet. Die Diffusion von anderen Legierungselementen wird aufgrund ihrer geringen Beweglichkeit vernachlässigt.
3. Durch Mikroseigerungen entstandene Einflüsse wie etwa Inhomogenitäten der chemischen Aktivitäten werden vernachlässigt.
4. Die Informationen über Seigerungsprofile und lokale Anzahl Sphäroliten (ergeben das lokale Berechnungsgebiet) aus der Gefügesimulation der Erstarrungssimulation werden berücksichtigt.

2.3.1.1 Phasenumwandlung

Die Phasenumwandlung läuft in zwei Schritten ab. Zunächst wandelt sich der Perlit mit ansteigender Temperatur in Austenit um. Diese Umwandlung erfolgt ohne Überhitzung, da ein globales thermodynamisches Gleichgewicht angenommen werden kann. Die Menge des umgewandelten Perlits wird durch die dafür benötigte verbrauchte latente Wärme der Phasenumwandlung bestimmt. Die dafür maßgebende latente Wärme wird ihrerseits durch die Lösung der Energiebilanzgleichung ermittelt.

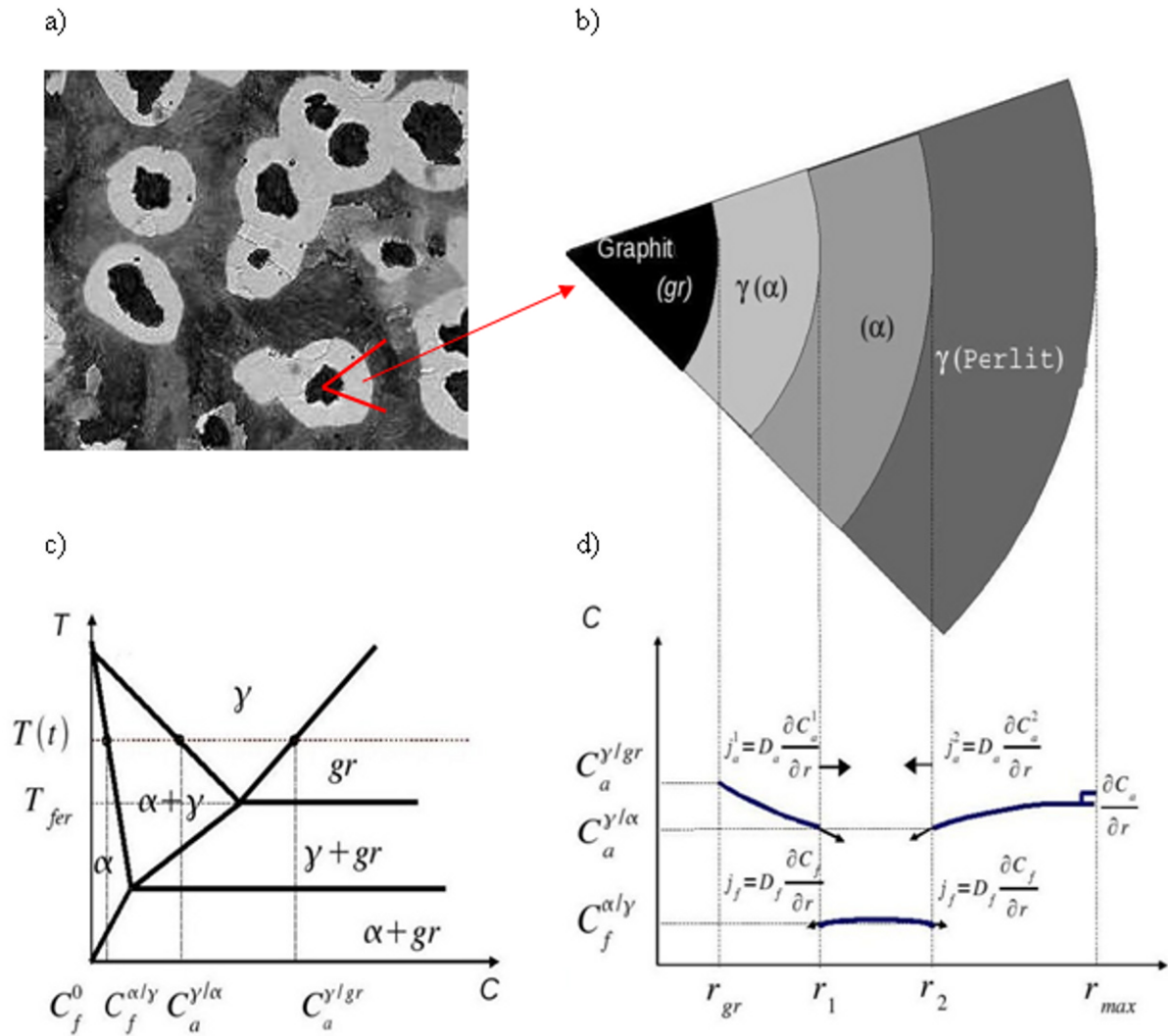


Abb. 20: Diffusionskontrollierter Phasenumwandlungsansatz: a) Gefügeausbildung für Sphäroguss; b) Schematische Darstellung des Berechnungsgebietes; c) Phasendiagramm; d) Konzentrationsprofile des Kohlenstoffes im Berechnungsgebiet mit Randbedingungen.

Mit weiterem Anstieg der Temperatur beginnt die Ferritumwandlung. Die Umwandlungskinetik ist durch die Kohlenstoffdiffusion bestimmt. Ein typisches Gussgefüges ist in **Abbildung 20a** dargestellt. Die Graphitkugeln sind umgeben mit Ferritschalen und liegen eingebettet in der bereits entstandenen Austenitmatrix vor. Eine Graphitkugel mit seiner Diffusionsumgebung, auch eutektische Zelle genannt, ist schematisch in **Abbildung 20b** dargestellt. Wenn die Ferrittemperatur erreicht wird, bildet sich um die Graphitkugel eine weitere Austenitschicht (in **Abbildung 20b** als $\gamma(\alpha)$ bezeichnet), da der Ferrit an der Grenzfläche zum Graphit nicht mehr stabil ist. Dann folgt die Ferritschale (α) und schließlich die aus dem Perlit entstandene kohlenstoffreiche Austenitmatrix $\gamma(\text{Perlit})$. Diese drei Abschnitte bilden das Berechnungsgebiet. Die schematisch dargestellten Kohlenstoffkonzentrationsprofile sowie die Randbedingungen für die Berechnungen sind in **Abbildung 20d** zu sehen. Es findet von beiden Seiten ein Stofffluss in die Ferritschale statt. Dieser Stofffluss spielt am Anfang eine

wichtige Rolle bei der Umwandlung und nimmt mit der Zeit ab, bis die Kohlenstoffkonzentration im dritten Abschnitt komplett ausgeglichen ist. Die Diffusionsgleichungen für die drei Abschnitte werden dabei wie folgt formuliert:

$$\begin{aligned} \frac{\partial C_{a1}}{\partial t} &= D_a [T(t)] \left[\frac{2}{r} \frac{\partial C_{a1}}{\partial r} + \frac{\partial^2 C_{a1}}{\partial r^2} \right], & r &= \overline{r_{gr}, r_1} \\ \frac{\partial C_f}{\partial t} &= D_f [T(t)] \left[\frac{2}{r} \frac{\partial C_f}{\partial r} + \frac{\partial^2 C_f}{\partial r^2} \right], & r &= \overline{r_1, r_2} \\ \frac{\partial C_{a2}}{\partial t} &= D_a [T(t)] \left[\frac{2}{r} \frac{\partial C_{a2}}{\partial r} + \frac{\partial^2 C_{a2}}{\partial r^2} \right], & r &= \overline{r_1, r_{\max}} \end{aligned} \quad (1)$$

wobei C_{a1} , C_f und C_{a2} die Konzentrationsprofile der Abschnitte $\gamma(\alpha)$, α und $\gamma(\text{Perlit})$ sind. D_a und D_f sind die Diffusionskonstanten des Kohlenstoffes im Austenit bzw. Ferrit. r_{\max} ist der lokale Radius der eutektischen Zelle, der in der Erstarrungssimulation berechnet wurde. Das Gleichungssystem (1) besteht aus den drei miteinander gekoppelten Randwertproblemen in sphärischen Geometrien und benötigt somit sechs Randbedingungen sowie drei Anfangsbedingungen. Die verwendeten Anfangs- und Randbedingungen sind in **Tabelle 6** zusammengefasst.

Abschnittbezeichnung	Feldvariable	Anfangsbedingung	Randbedingung	Ort
$\gamma(\alpha)$	C_{a1}	fehlt bei $t = 0$	Dirichlet $C_a^{\gamma/gr}$	r_{gr}
			Dirichlet $C_a^{\gamma/\alpha}$	r_1
α	C_f	C_f^0	Dirichlet $C_f^{\alpha/\gamma}$	r_1
			Dirichlet $C_f^{\alpha/\gamma}$	r_2
$\gamma(\text{Perlit})$	C_{a2}	C_{perlit}	Dirichlet $C_a^{\gamma/\alpha}$	r_2
			Neumann $\partial C_{a2}/\partial r = 0$	r_{\max}

Tabelle 6: Anfangs- und Randbedingungen zur Lösung der Diffusionsgleichungen

Ein typisches Phasendiagramm ist in **Abbildung 20c** schematisch dargestellt. Die Anfangsbedingung C_{f0} wird ebenfalls aus dem Phasendiagramm entnommen. Die Anfangsbedingung C_{perlit} kommt aus der Erstarrungssimulation.

Im Gleichungssystem (1) fungieren noch die unbekannt Fronten r_1 und r_2 . Deswegen wird das Gleichungssystem (1) mit zwei weiteren Gleichungen ergänzt, die die Massenbilanz in der Umgebung der Fronten sicherstellen:

$$\begin{aligned}\frac{\partial r_1}{\partial t} [C_a^{\gamma/\alpha} - C_f^{\alpha/\gamma}] &= D_f \frac{\partial C_f}{\partial r} - D_f \frac{\partial C_{a1}}{\partial r}, \quad r = r_1 \\ \frac{\partial r_2}{\partial t} [C_a^{\gamma/\alpha} - C_f^{\alpha/\gamma}] &= D_a \frac{\partial C_{a2}}{\partial r} - D_f \frac{\partial C_f}{\partial r}, \quad r = r_2\end{aligned}\tag{2}$$

Die Gleichungssysteme (1) und (2) werden gemeinsam gelöst. Die Fronten r_1 und r_2 bewegen sich aufeinander zu und treffen sich nach einer gewissen Zeit. Zu dieser Zeit ist die Phasenumwandlung abgeschlossen, und die Modellierung geht in den zweiten Teil über.

2.3.1.2 Verteilung von Kohlenstoff im Austenit

Der zweite Teil des Austenitisierungsprozesses ist dadurch charakterisiert, dass die beweglichen Fronten r_1 und r_2 durch die fehlenden Phasengrenzen wegfallen. Unter diesen Umständen reduziert sich die Diffusionsgleichung zur Beschreibung der Kohlenstoffdiffusion in dem Berechnungsgebiet (1) wie folgt:

$$\frac{\partial C_a}{\partial t} = D_a [T(t)] \left[\frac{2}{r} \frac{\partial C_a}{\partial r} + \frac{\partial^2 C_a}{\partial r^2} \right], \quad r = \overline{r_{gr}, r_{max}}\tag{3}$$

Die Gleichung (3) benötigt zwei Randbedingungen und eine Anfangsbedingung C_{a0} . Am Phasenübergang zwischen Graphitkugel und Austenitmatrix herrscht eine Kohlenstoffkonzentration $C_{a\gamma/gr}$, die dort durch eine Dirichlet Randbedingung vorgegeben wird. Die $C_{a\gamma/gr}$ wird anhand des Phasendiagramms bestimmt (siehe Abbildung 1.c). Die zweite Neumann Randbedingung $\partial C_a / \partial r = 0$ wird am Rande der Berechnungsdomäne eingesetzt. Diese Randbedingung spiegelt die Tatsache wieder, dass die eutektische Zelle symmetrisch ist. Die Anfangsverteilung der Kohlenstoffkonzentration C_{a0} kommt aus dem oben beschriebenen Modell, siehe Teil 1.

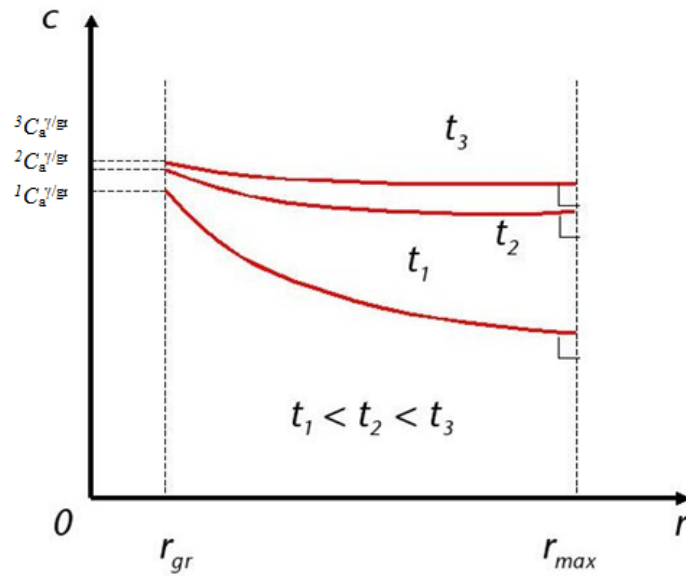


Abb. 21: Schematische Darstellung des Berechnungsgebietes mit den Konzentrationsprofilen des Kohlenstoffes und den Randbedingungen für das Austenitisierungsmodell.

Die Berechnungsdomäne mit Randbedingungen ist in **Abbildung 21** schematisch dargestellt. Außerdem sind dort typische Lösungen der Diffusionsgleichung (3) für drei Zeitpunkte zu sehen. Die Lösung konvergiert mit der fortschreitenden Zeit zu dem asymptotischen Wert der Kohlenstoffkonzentration an der Graphitkugel $C_a^{\gamma/gr}$

$$\lim_{t \rightarrow \infty} C_a \equiv C_a^{\gamma/gr} \quad , \quad (4)$$

erreicht diesen Wert aber nie.

2.3.1.3 Ergebnisse und Verifizierung

Die Ergebnisse der Simulation wurden im Rahmen des Projekts mit den durchgeführten Messungen verglichen und verifiziert. Für alle untersuchten Legierungen wurden die Mikro-Härtemessungen an der Technische Universität in Jönköping (Schweden) genutzt, die lokal während der Aufheizung gemessen wurden. Die Messergebnisse für die im Rahmen des Projektes untersuchte Legierung L9 sind exemplarisch in **Abbildung 22b** gezeigt. Nach 3 Minuten ist ein steiler Anstieg in der gemessenen Härte zu sehen, der auf die Phasenumwandlung hinweist. Die beobachtete Anstiegsdauer beträgt ca. 2min, was sehr gut mit dem Simulationsergebnis übereinstimmt.

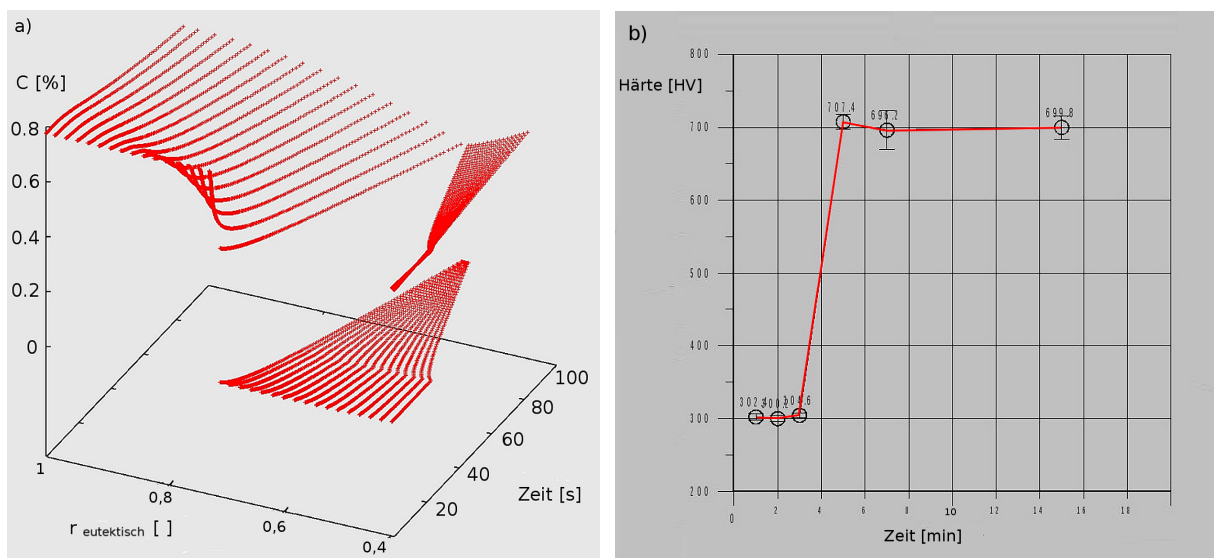


Abb. 22: Die Ferrit-Austenit Umwandlung: a) Simulierte zeitliche Entwicklung des Konzentrationsprofils während der Phasenumwandlung; b) Gemessene Probenhärte während der Phasenumwandlung.

In **Abbildung 22a** wird die Kohlenstoffkonzentration als Funktion der Zeit und des dimensionslosen Radius der eutektischen Zelle dargestellt. Die Berechnung wurde ebenfalls für die Legierungen L9 durchgeführt. Der gewählte Radius der eutektischen Zelle betrug hierbei $60 \mu\text{m}$. Die Abbildung illustriert den Ablauf der Kohlenstoffumverteilung während der Phasenumwandlung.

Sowohl die Umwandlungs- als auch Austenitisierungszeiten hängen vom Radius der eutektischen Zelle, vom Ferritgehalt im Gussgefüge und von der Aufheizungshistorie ab. Zur Untersuchung der Modellsensitivität wurde eine Studie zu den oben aufgezählten Parametern durchgeführt. Die Ergebnisse der Parameterstudie sind in **Abbildung 23** zusammengefasst. Dort sind die Umwandlungszeiten (dünne Kurven) bzw. Austenitisierungszeiten (dicke Kurven) dargestellt. Für die Simulation wurden die Gussgefüge mit drei unterschiedlichen Ferritgehalten in der Ferrit-Perlit Matrix ausgewählt. Die Simulationsergebnisse für die Gussgefü-

ge mit hohem, mittlerem und niedrigem Ferritniveau sind entsprechend mit blauen, grünen und roten Kurven dargestellt. Die Aufheizungsgeschichte wurde im Modell mit einem linearen Anstieg und einem anschließenden Halten bei der Austenitisierungstemperatur (880°C) angenähert. Neben dem Radius und dem Ferritanteil wurde dabei die Aufheizrate variiert. Die Ergebnisse für eine niedrigere und eine höhere Aufheizrate sind in **Abbildung 23a** und **Abbildung 23b** dargestellt. Die effektive Austenitisierungszeit liegt für die gängigen 50-60 μm Zellradien unter 600s (10 min). Die Zeit um dickwandigere Bauteile auf die Austenitisierungstemperatur zu bringen, kann aber mehrere Stunden betragen. Folglich ist der Vorgang der Kohlenstoffanreicherung des Austenits für die Gesamtaustenitisierungszeit nicht so kritisch wie am Anfang des Projektes angenommen wurde. Dies gilt nicht für ferrithaltige eutektischen Zellen mit größeren Radien (ca. 120-150 μm). In diesem Fall erweist sich die Kohlenstoffanreicherung als zeitkritisch. Die Phasenumwandlungszeiten sind sehr stark vom Ferritanteil in der Matrix abhängig. Für kleine Aufheizraten und große Ferritgehalte macht die Umwandlungszeit einen spürbaren Anteil der gesamten Austenitisierungszeit aus. Für größere Aufheizraten spielt die Umwandlungszeit eine geringe Rolle.

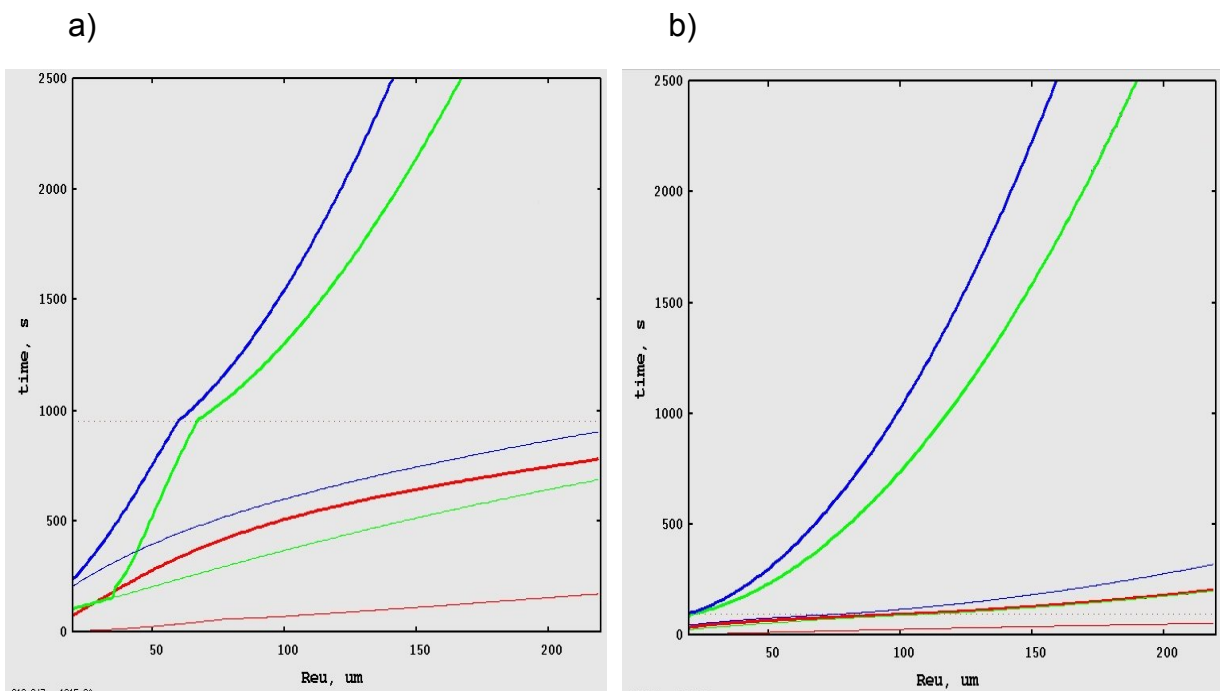


Abb. 23: Die Phasenumwandlung- bzw. Austenitisierungszeiten: a) für eine kleine Aufheizrate b) für eine große Aufheizrate. Die blaue, grüne und rote Kurven entsprechen einem hohen, mittleren und niedrigem Ferritniveau.

2.3.2 Modellbildung des Abschreckvorgangs

Das Abschrecken stellt einen weiteren Schritt der Wärmebehandlung dar. Ziel der Abschrecksimulation ist es, die notwendige Abkühlrate zu finden, um an der so genannten Perlitnase vorbeizukommen. Bei einer zu langsamen Abschreckdauer besteht ansonsten das Risiko, dass der Austenit sich zu unerwünschtem Ferrit bzw. Perlit umwandelt. Da bei der Bildung des ADI-Gefüges aber nur der Restaustenit teilnimmt, liegt das Ziel der Abschreckvorgangssimulation in der Bestimmung des Restaustenitanteils. Diese Information wird für die Simulation der Ausferritisierung als Eingangsparameter benötigt. Für die Simulation der Ferrit- und Perlitbildung des Gussgefüges wurden Modelle implementiert, die auf der Kohlenstoffdiffusion basieren. Diese Modelle können nun auch auf die Simulation des Abschreckvorganges erweitert werden. Ein wichtiger Unterschied zur Austenitisierung liegt in der Tatsache, dass die Phasenumwandlungen beim Abschrecken (im Gegenteil zur Bildung der Gussgefüge) unter starken Ungleichgewichtsbedingungen ablaufen. Eine wichtige Eingangsgröße für das Modell der Ferrit- und Perlitbildung sind daher die zuverlässige ZTU-Diagramme.

Im Rahmen des Projektes wurden die vom IfG gemessenen ZTU-Diagramme für die Legierungen L1-L16 in die Software integriert.

Die Gleichgewichtstemperaturen für Ferrit- und Perlit wurden für die oben erwähnten Legierungen mit ThermoCalc (TM) ermittelt. Diese Gleichgewichtstemperaturen sind für die Berechnung der Unterkühlungen notwendig, die bei der Umwandlungskinetik eine wichtige Rolle spielen.

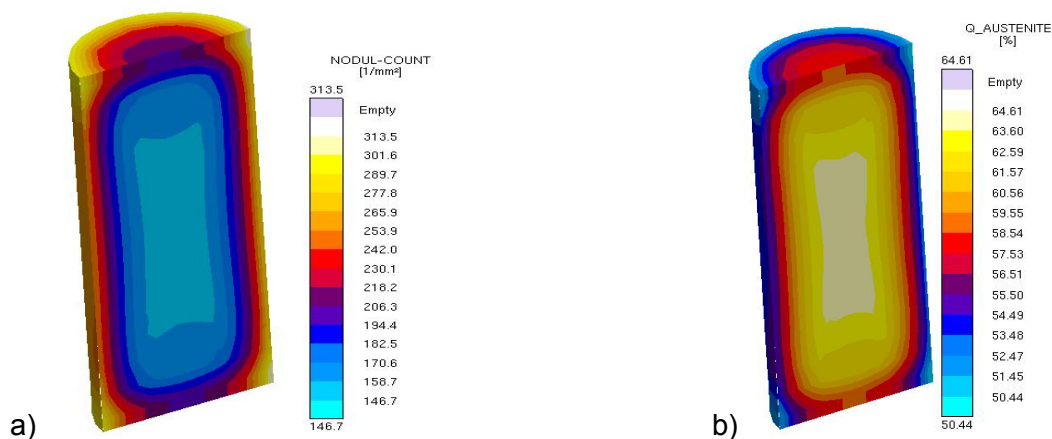


Abb. 24: a) Anzahl der eutektischen Zellen aus der Gefügesimulation während der Erstarrung;
b) Anteil Restaustenit nach dem Abschreckvorgang

Ein erstes Testbeispiel zur Abschrecksimulation ist in **Abbildung 24** dargestellt. Die Berechnung des Restaustenitgehalts basiert dabei auf der Kugelzahl, wobei der Temperaturgradient in der Probe vernachlässigbar klein eingestellt wurde.

Da sich die Auswertungen der Dilatometermessungen als sehr zeitaufwändig herausstellten, wurde zusätzlich zum Arbeitsplan eine Software entwickelt, die die Auswertung der Experimente unterstützt. Dies war erforderlich, um für die unterschiedlichen Legierungen vergleichbare und konsistente ZTU Diagramme zu erzeugen.

2.3.3 Modellierungsarbeiten zur Ausferritisierung

Entscheidend für die Eigenschaften des ADI sind bei diesem Prozessschritt neben der Zusammensetzung im Wesentlichen die lokale Ausferritisierungszeit und –temperatur. Diese Parameter bestimmen die Ausscheidungskinetik und damit die Gefügefinesheit und dessen Bestandteile. Die lokale Umwandlungskinetik wird durch folgende Faktoren geprägt, die modelltechnisch erfasst werden sollten:

1. dem Ausgangszustand nach dem Abschrecken,
2. der Keimbildung des Ferrits,
3. der Änderung der Mikrostruktur durch die Ausscheidung des Ferrits und die Entstehung von Mikroseigerungsprofilen unter dem Einfluss sogenannter Kreuzdiffusionseffekte sowie
4. der Ausscheidungshemmung durch grenzflächenenergetische und grenzflächenkinetische Effekte

zu 1.) Während der Erstarrung und der nachfolgenden Festkörperumwandlung bilden sich in der Austenitschale inhomogene Konzentrationsverteilungen (Mikroseigerungen) aus. Beim Austenitisieren verteilt sich der Kohlenstoff idealerweise gleichmäßig in der Austenitmatrix, wohingegen die Verteilung der übrigen Legierungselemente weitgehend inhomogen bleibt. Als Anfangsbedingungen für die Simulation des Ausferritisierens wurde daher eine homogene Kohlenstoffkonzentration zu Grunde gelegt und für die übrigen Legierungselemente der Mittelwert nach der Erstarrungssimulation angesetzt. Als repräsentatives Volumenelement für die Ausferritisierungssimulation wurde der halbe Ferritnadelabstand, wie im folgenden Abschnitt beschrieben, zugrunde gelegt.

zu 2.) Die Keimbildung bei der Ausferritisierung bestimmt die charakteristische Diffusionslänge und beeinflusst somit wesentlich die Umwandlungskinetik. Die Ferritlamellen werden in der Simulation als parallel zu einander angeordnete Flächen angenommen. In der Realität verteilen sich die Ferritlamellen in der Austenitmatrix unregelmäßig. Der halbe Lamellenabstand zwischen den Flächen wird als die charakteristische Diffusionslänge bezeichnet. Die zufällige Verteilung erschwert jedoch die experimentelle Bestimmung der Diffusionslänge.

Die Umwandlungskinetik kann dagegen experimentell erfasst werden. Im Rahmen des Projektes wurde eine Methode entwickelt, die anhand einer inversen Simulation der Phasenumwandlungskinetik die charakteristischen Diffusionslängen bestimmt. Die dafür notwendigen Messungen des Ausferritanteils wurden vom IFG Düsseldorf durchgeführt. Die Diffusionslängen wurden für verschiedene Ausferritierungstemperaturen bzw. Legierungszusammensetzungen bestimmt. Auf Basis einer statistischen Auswertung der erhaltenen Ergebnisse wurde ein empirisches Modell formuliert, das in Abhängigkeit der Ausferritierungstemperatur und der Zusammensetzung die charakteristische Diffusionslänge berechnet.

Für das entwickelte Modell zur Beschreibung der Ferritbildung gelten die Annahmen, die bereits für das Austenitierungsmodell verwendet wurden. Es wird zusätzlich angenommen, dass die Ferritlamellen parallel zu einander angeordnet sind. Während der Entstehung des kohlenstoffarmen Ferrits diffundiert der Kohlenstoff in den Restaustenit und stabilisiert ihn. Wenn die Kohlenstoffkonzentration im Restaustenit dem Gleichgewichtsniveau für die ausgewählte Ausferritierungstemperatur entspricht, wird die Ausferritierung abgeschlossen. Die Umwandlungskinetik beruht der Kohlenstoffdiffusion, die mit über die Diffusionsgleichung und eine Massenbilanz in der Umgebung der Ferrit-Austenit Front beschrieben werden kann.

zu 3.) Bei der Umwandlung von Austenit zu Ferrit besteht in der Regel ein sehr großer Löslichkeitsunterschied von Kohlenstoff, wohingegen die substitutionell gelösten Legierungselemente kaum zur Umverteilung neigen. Der Kohlenstoff muss also in den Austenit zurückdiffundieren. Der Austenit wird mit fortschreitender Phasenumwandlung immer weiter an Kohlenstoff angereichert und dadurch stabilisiert. Die Umwandlungskinetik ist dabei alleine von der Kohlenstoffdiffusion im Austenit abhängig und kann mit einem vereinfachten Modellansatz beschrieben werden. **Abbildung 25a** zeigt schematisch den sogenannten Paraequilibriumansatz (PE) am Beispiel von Kohlenstoff und Molybdän. Je nach Umverteilungspotential der substitutionell gelösten Legierungselemente, das durch die Thermodynamik vorgegeben wird, kann jedoch auch Local Equilibrium Negligible Partitioning (LENP) auftreten. Bei diesem Ansatz wird von einem lokalen Gleichgewicht aller umverteilenden Legierungselemente an der Phasengrenzfläche ausgegangen. Aufgrund der geringen Mobilität substitutionell gelöster Elemente, bilden sich rasch sehr starke Gradienten an der Phasengrenzfläche aus, wie in **Abbildung 25b** dargestellt wird. Seit den klassischen Versuchen von Darken [Dar1949] ist bekannt, dass es auch in metallischen Legierungen zu Wechselwirkungseffekten bei der Diffusion der Legierungsbestandteile kommen kann. In der dargestellten Skizze wird die Kohlenstoffdiffusion stark durch den Molybdängradienten beeinflusst, wodurch sich entsprechend eine Kohlenstoffgradient an der Phasengrenzfläche einstellt. Daher hemmt LENP die Ausscheidungskinetik stark und der PE-Ansatz würde in diesem Falle ein falsches Resultat liefern, weshalb solche Effekte bei der Ausferritierungsmodellierung berücksichtigt wurden.

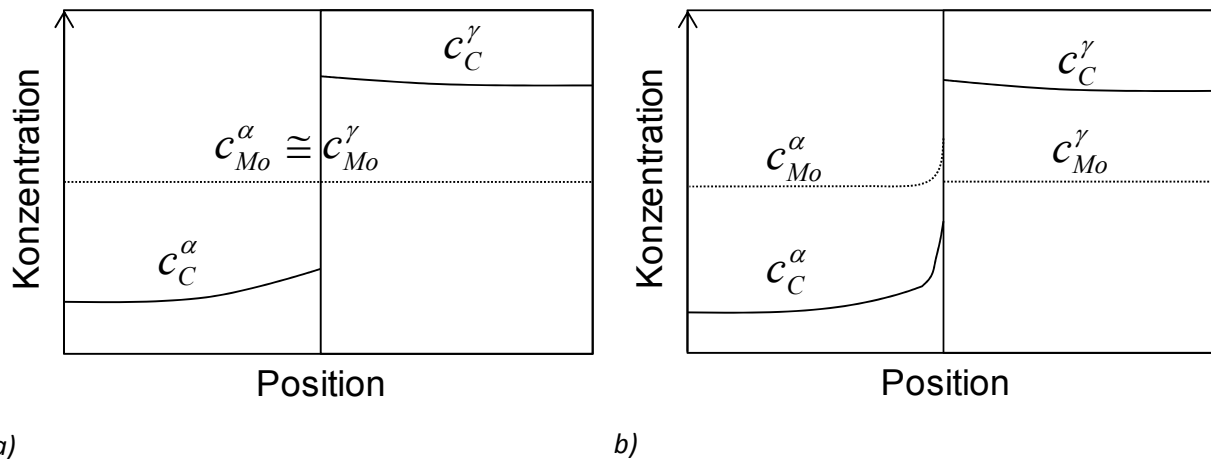


Abb. 25: Schema zur Erläuterung von a) Paraequilibriumbedingungen, wobei nur Kohlenstoff umverteilt und b) LEMP-Bedingungen, wobei auch Molybdän umverteilt und es an der Phasengrenzfläche zu ausgeprägten diffusiven Wechselwirkungseffekten zwischen Kohlenstoff und Molybdän kommt.

zu 4.) Eine potenzielle Schwäche des PE wie auch des LEMP Modells ist die Annahme lokalen Gleichgewichts der umverteilenden Spezies an der Phasengrenzfläche. Außerdem kann der Übergang von PE zu LEMP Bedingungen nur diskret abgebildet werden, d.h. entweder gelten PE oder LEMP. Die Ursache für diesen Übergang, nämlich die unvollständige Umverteilung von Legierungselementen und der transiente Vorgang selbst werden hingegen nicht erfasst. Wenn die Grenzflächengeschwindigkeit in der Größenordnung der Diffusionsgeschwindigkeit der Legierungselemente über die Phasengrenzfläche hinweg liegt, kommt es zu sogenanntem „Solute Trapping“, d.h. einem gleichgewichtsfernen unvollständigem Umverteilen der Legierungselemente. Dieser Effekt kann durch einen grenzflächenkinetischen Ansatz abgebildet werden. siehe Hutchinson [Hut2004]. Dieser Ansatz ist jedoch aufgrund von speziellen Annahmen für Dreistoffsysteme nicht auf Mehrkomponentensysteme übertragbar. Stattdessen wurde ein Multikomponentenansatz für schnelle Erstarrungsvorgänge von Ludwig [Lud1998] verwendet, um diesen an das Mikroseigerungsmodell von Pustal et al. [Pus2009a, Pus2009b, Pus2010] anzubinden, was im folgenden Abschnitt erläutert wird.

2.3.3.1 Beschreibung des kinetischen Umwandlungsmodells

Das Modell von Ludwig [Lud1998] zur Abbildung der Grenzflächenkinetik wurde für schnelle Erstarrungsvorgänge entwickelt und basiert auf dem Continuous Growth Model (CGM) von Aziz und Kaplan [Azi1988]. Es besteht im Wesentlichen aus zwei sogenannten Responsefunktionen, wobei die erste Responsefunktion die Umverteilung in Abhängigkeit der Umwandlungs- und Diffusionsgeschwindigkeit beschreibt und die zweite Responsefunktion die Umwandlungsgeschwindigkeit als Funktion der effektiven Gibbsenergiedifferenz ΔG_{eff} mit einem Arrheniusterm beschreibt. Das Mikroseigerungsmodell von Pustal et al. [Pus2010]

beinhaltet im Wesentlichen einen Kreuzdiffusionslöser, wie er zur Abbildung des LENP benötigt wird, und eine Flussbilanz an der Phasengrenzfläche zur Berechnung der Umwandlungskinetik. Um die beiden Modelle zusammenzuführen, wurde zunächst die zweite Responsefunktion nach der Phasenanteiländerung df^α der α -Phase umformuliert, um Schnittstellen zwischen beiden Modellen definieren zu können:

$$\partial f^\alpha = \frac{M^{\alpha/\gamma} RT}{\Delta S^{\alpha/\gamma} l^{RVE}} \left(1 - e^{-\frac{\Delta G_{eff}}{RT}} \right) \partial t. \quad (5)$$

$M^{\alpha/\gamma}$ ist hierbei die Mobilität und $\Delta S^{\alpha/\gamma}$ die Dicke der Phasengrenzfläche zwischen α - und γ -Phase, l^{RVE} die Länge des repräsentativen Volumenelements sowie RT das Produkt aus allg. Gaskonstanten und Temperatur. Die effektive Gibbsenergiedifferenz sei gegeben als Funktion der gesamten treibenden freien Enthalpie ΔG_{DF} abzüglich der für die Umverteilung benötigten freien Enthalpie ΔG_D , die als „Drag Force“ bezeichnet wird:

$$\Delta G_{eff} = \Delta G_{DF} - \beta \Delta G_D = [(1 - \beta)x_i^\alpha + \beta x_i^\gamma] \Delta \mu_i^{\gamma,\alpha}. \quad (6)$$

Da unklar ist, ob und wie stark die Drag Force die Phasengrenzfläche bremst, wurde sie über den variablen Faktor β aus dem Intervall $[0,1]_{\beta}$ eingeführt. Die ersten Responsefunktionen bilanzieren die Umverteilungsflüsse über die Phasengrenzfläche und wurden analog umformuliert:

$$(x_i^\gamma - x_i^\alpha) \partial f^\alpha = \frac{D_i^{\gamma/\alpha}}{l^{RVE}} \sum_{b=1}^{n+1} \frac{x_i^\alpha x_b^\gamma - \kappa_{ib} x_i^\gamma x_b^\alpha}{\Delta S^{\gamma/a}} \partial t. \quad (7)$$

Hierbei ist x_i der Molenbruch der i -ten Legierungskomponente an der Phasengrenzfläche, $D_i^{\gamma/\alpha}$ der Diffusionskoeffizient in der Phasengrenzfläche und κ_{ib} die Umverteilungsparameter.

Die Lösung des Kreuzdiffusionsproblems erfolgt getrennt voneinander zuerst in der α -Phase und nach Lösen der Flussbilanz in γ -Phase, gemäß der bekannten Transportgleichung:

$$\frac{\partial x_i^{\gamma,\alpha}}{\partial t} = -\text{div}(j_i^{\gamma,a}) \quad , \quad \text{mit} \quad j_i^{\gamma,\alpha} = \sum_{b=1}^n \mathbf{D}_{ib}^{\gamma,\alpha} \text{grad}(x_b^{\gamma,\alpha}). \quad (8)$$

Die Flussbilanz (Gleichung 9) an der Phasengrenzfläche berücksichtigt im Unterschied zur Flussbilanz (7) über die Phasengrenzfläche die chemischen Flüsse in die α -Phase und γ -Phase wie folgt:

$$(x_i^\gamma - x_i^\alpha) \partial f^\alpha = \frac{j_i^\gamma - j_i^\alpha}{l^{RVE}} \partial t. \quad (9)$$

Die Gleichungen (5) bis (9) liefern einen vollständigen Satz an Gleichungen zur Lösung des Kreuzdiffusionsproblems mit Grenzflächenkinetik. Es mussten zusätzlich jedoch noch neben den Werkstoffparametern ein geeigneter Lösungsalgorithmus gefunden und entsprechende Wechselwirkungsgrößen zwischen den Gleichungen definiert werden. Hierzu wurde die Grenzflächenkonzentration x_i^γ als Iterationsgrößen mit einem jeweiligen Anfangswert aus dem vorangehenden Zeitschritt belegt, womit die zweite Responsefunktion Gl. (5) bezüglich df^α gelöst werden kann. Mit x_i^γ und df^α können nachfolgend die ersten Responsefunktionen (7) für jede Komponente gelöst werden, wodurch eine Dirichlet Randbedingung x_i^α an der Phasengrenzfläche für die nachfolgende Diffusionsrechnung in der α -Phase definiert wird. Anschließend kann über den Gradient an der Phasengrenzfläche in der α -Phase der chemische Fluss j_i^α ermittelt und zur Lösung der Flussbilanz (Gleichung 9) nach dem Fluss j_i^γ herangezogen werden. Dieser Fluss wird als Neumann Randbedingung an der Phasengrenzfläche zur Lösung des Kreuzdiffusionsproblems in der γ -Phase vorgegeben und hieraus ein neuer Iterationswert für x_i^γ ermittelt. Wenn Phasenanteiländerung und Austenitkonzentration konvergieren, wird die Iteration beendet und der nachfolgende Zeitschritt berechnet.

2.3.3.2 Ermittlung von Modellparametern

Für die Berechnungen wurden die Modellparameter wie folgt ermittelt: Chemische Potentiale und Diffusionskoeffizienten wurden mit Hilfe der erstellten Datenbank (vgl. Absch. Thermodynamische Datenbank) bzw. der kommerziellen Datenbank TCFE4 über die TQ-Schnittstelle von Thermo-Calc ermittelt. Für die Mobilität der Phasengrenzfläche $M^{\alpha/\gamma} = 5109 e^{-147157/(RT)}$ wurde auf Literaturdaten bei Hillert [Hil1995] zurückgegriffen. Die Grenzflächendicke wurde mit $\Delta s^{\alpha/\gamma} = 2,58 \cdot 10^{-9}$ m angenommen und die Länge des repräsentativen Volumenelements l^{RVE} gemäß dem Keimbildungsmodell legierungs- und prozessabhängig, siehe zu 2.), empirisch bestimmt. Der Solute Drag Koeffizient $\beta = 0,66$ wurde gemäß **Abbildung 26** anhand von Legierung L9 ebenfalls empirisch bestimmt.

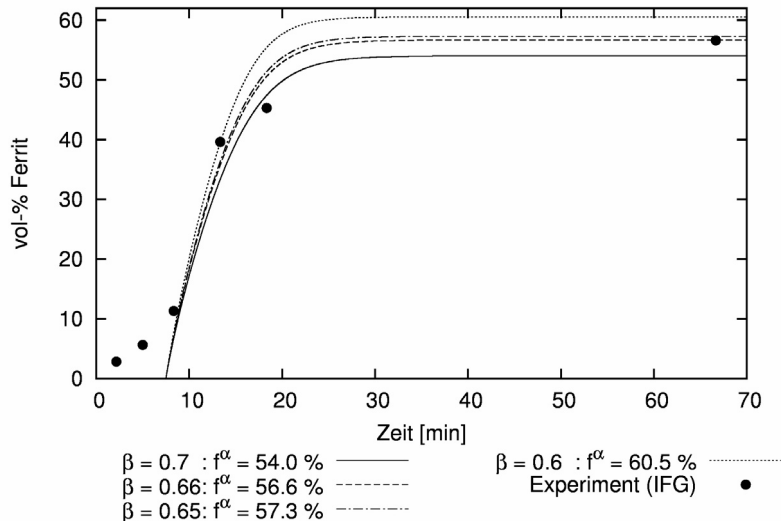


Abb. 26: Bestimmung des Solute Drag Koeffizienten β durch Vergleich mit experimentell gewonnenen Daten für Legierung L9 bei 380°C Ausferritierungstemperatur und einem Lamellenabstand von $l^{RVE} = 1,05\mu\text{m}$.

2.3.3.3 Thermodynamische Daten

In diesem Teil des Projektes wurde an MCh der RWTH Aachen eine thermodynamische Datenbank für legierte Gusseisen zusammengestellt. Dabei wurden die Elemente Fe, C, Si, Mn, Mo, Cr, Ni, Mg, und Cu berücksichtigt. Von den 36 möglichen binären Kombinationen fehlt nur Mg–Mo und von den möglichen 84 ternären Kombinationen sind 24 in die Datenbank einbezogen, insbesondere solche wo zwei der Elemente Fe, C, Si oder Ni vertreten sind. Die Datenbank ist mit Quellenhinweisen für sämtliche thermodynamische Parameter versehen und ist damit im Wesentlichen überprüfbar. Alle Elemente die für dieses Projekt vorgesehen waren, sind damit in der Datenbank vorhanden. Zusätzlich beinhaltet die Datenbank die Elemente Cr, Mo und Ni die im Rahmen eines anderen Projektes (TFB 63) behandelt worden sind. Im Projekt nicht vorgesehen ist das Element P. Die Auswirkungen von Phosphor bei der Erstarrung sind möglicherweise etwas unterschätzt worden. Arbeiten bezüglich P für die Datenbank sind angefangen, aber noch nicht abgeschlossen. In **Abb. 27** wird ein Vergleich der berechnete Liquidustemperaturen und Anfangstemperaturen der Ferritbildung für die LEA-Legierungen zwischen der hier entwickelten Datenbank und der kommerziellen TCFE4 Datenbank gezogen. Der Anfang der Ferritbildung wird praktisch identisch abgebildet, aber bei der Liquidustemperatur gibt es z.T. größere Unterschiede. Alle Legierungen sind übereutektisch und die Zugabe von Ni und Cu führen zu höheren Liquidustemperaturen. Der Einfluss von Cu wird im Vergleich zu TCFE4 von der LEA Datenbank stark überschätzt. Von den Arbeiten für TFB 63 ist bekannt, dass der Einfluss von Mo gut abgebildet wird. Die Kombination von Cu und Mg führen bei beiden Datenbanken zu geringen Mengen eines Cu-Mg-reichen niedrigschmelzenden Materials. Es ist unklar, inwiefern diese in der Realität existiert.

Daher wurde Mg in den Berechnungen in **Abbildung 27** nicht berücksichtigt. Bezüglich die Elemente Cu und Mg besteht noch Bedarf an weiteren Untersuchungen, um eine zuverlässige thermodynamische Beschreibung erreichen zu können.

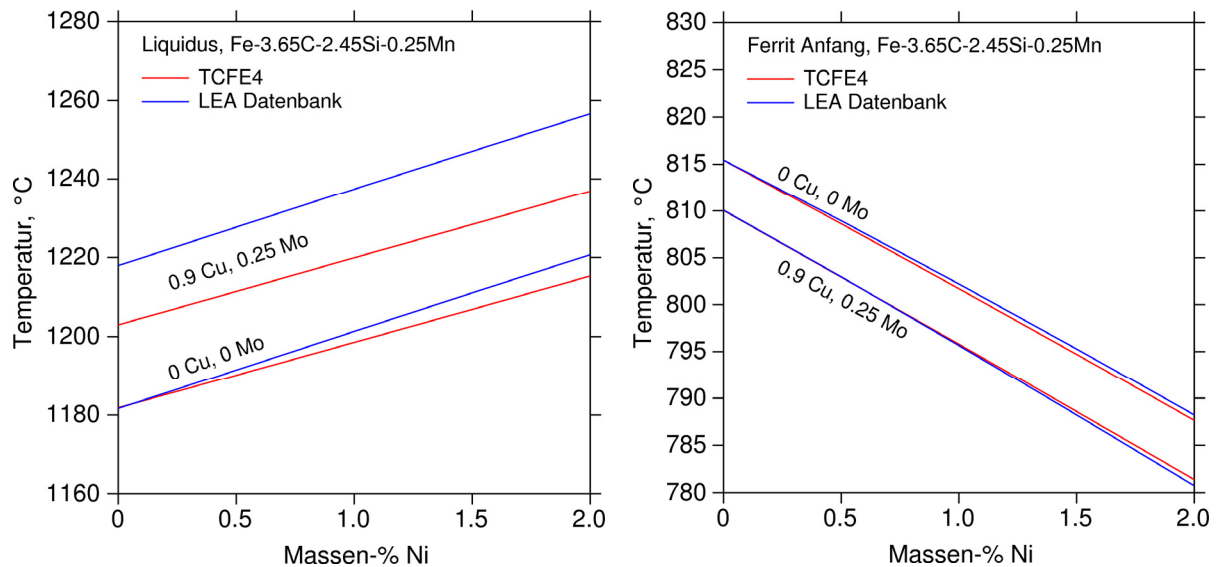


Abb. 27: Berechnete Liquidustemperaturen und Anfangstemperaturen der Ferritbildung.

2.3.3.4 Sensitivität und Validierung des Modells

Die Sensitivität des am GI entwickelten LNP Modells zeigt exemplarisch **Abbildung 28**. Trotz fünffacher Diffusionsgeschwindigkeit überwiegt bei einer Erhöhung der Ausferritierungstemperatur um 60°C der Lamellenabstandseffekt und es wird deutlich mehr Ferrit bei niedrigeren Behandlungstemperaturen gebildet. Zudem ist in **Abbildung 29** dargestellt, dass der Austenit bei niedrigeren Ausferritierungstemperaturen deutlich mehr Kohlenstoff löst und damit stabilisiert wird.

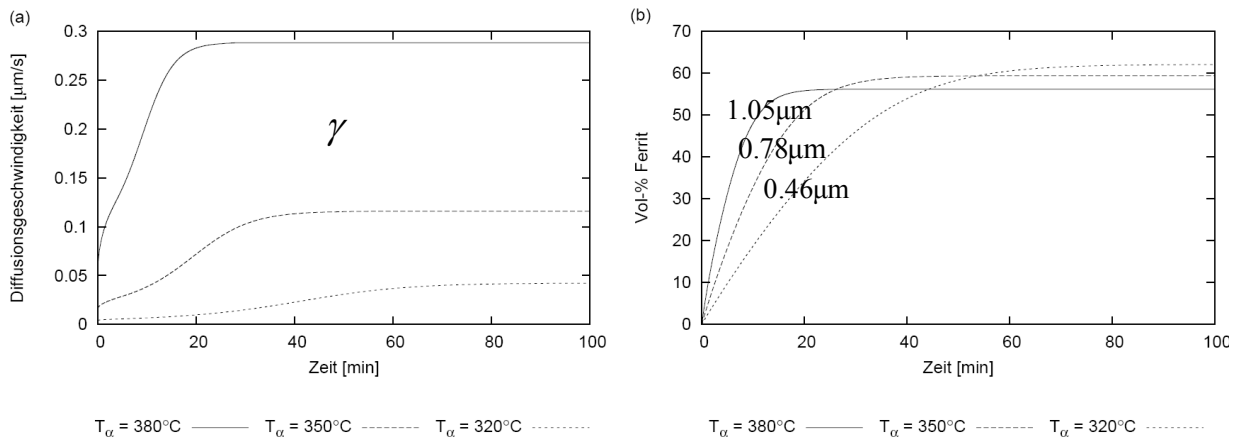


Abb. 28: a) Diffusionsgeschwindigkeit in Austenit und b) berechneter Ferritanteil als Funktion der Austenitisierungszeit und –temperatur sowie der korrespondierende Ferritnadelabstand.

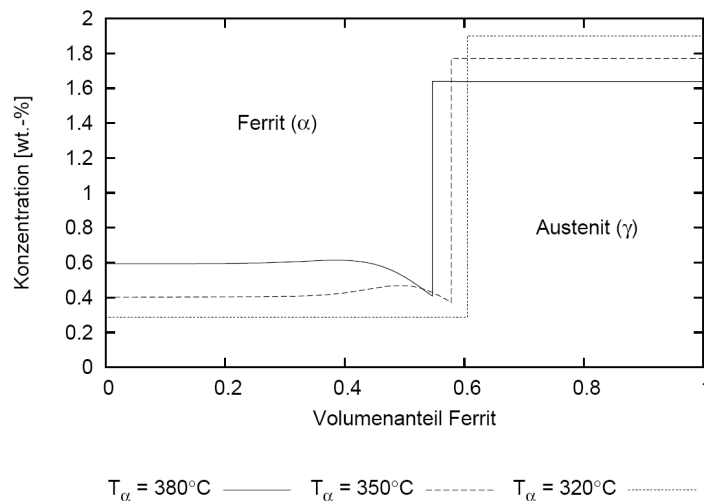


Abb. 29: Kohlenstoffkonzentration in Ferrit (107-fach skaliert) und Austenit als Funktion des Ferritanteils und der Ausferritierungstemperatur.

Mit dem LENP Modell wurde untersucht, wie stark die substitutionell gelösten Legierungselemente umverteilen und die Umwandlungskinetik beeinflussen. Von den Legierungskomponenten Si, Mn, Cr, Cu, Mo und Ni zeigte sich bei der Zusammensetzung L9 lediglich ein schwaches Umverteilungspotential. Für Mo (siehe **Abbildung 30**) zeigt dieses Verhalten zu Beginn und gegen Ende der Umwandlung, wo sich auch eine Molybdän Konzentrationsspitze an der Phasengrenzfläche ausgebildet hat, die die Nutzung des LENP Modells erfordern könnte. Der Einfluss des Molybdängradienten auf die Kohlenstoffdiffusion ist jedoch nur gering und die Kinetik wird hierdurch kaum beeinflusst. Alle untersuchten Legierungen zeigten kein ausgeprägtes LENP, weshalb davon ausgegangen werden kann, dass der wesentlich einfachere PE-Ansatz zur Simulation der Ausferritierung herangezogen werden kann.

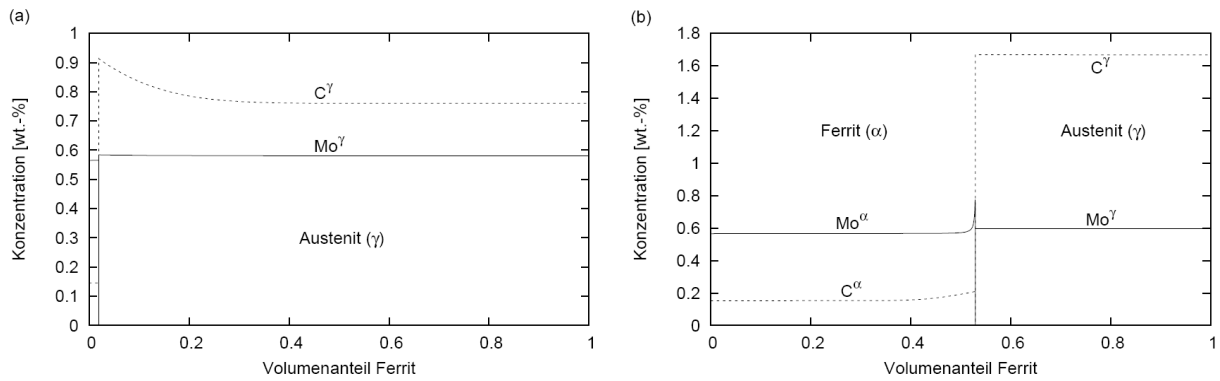


Abb. 30: Kohlenstoff- und Molybdänkonzentration als Funktion des Ferritanteils in Ferrit und Austenit a) zu Beginn der Umwandlung und b) gegen Ende der Umwandlung. Die Kohlenstoffkonzentration in Ferrit wurde zur besseren Darstellung 107-fach skaliert.

Mit dem beschriebenen Modell wurden ebenfalls isotherme ZTU-Schaubilder für verschieden Legierungen berechnet. In **Abbildung 31** ist als Beispiel das ZTU-Diagramm für Legierung L9 gezeigt, das nochmals deutlich den Effekt der steigenden Ausferritierungsdauer und des zunehmenden Ferritanteils mit sinkender Ausferritierungstemperatur darstellt.

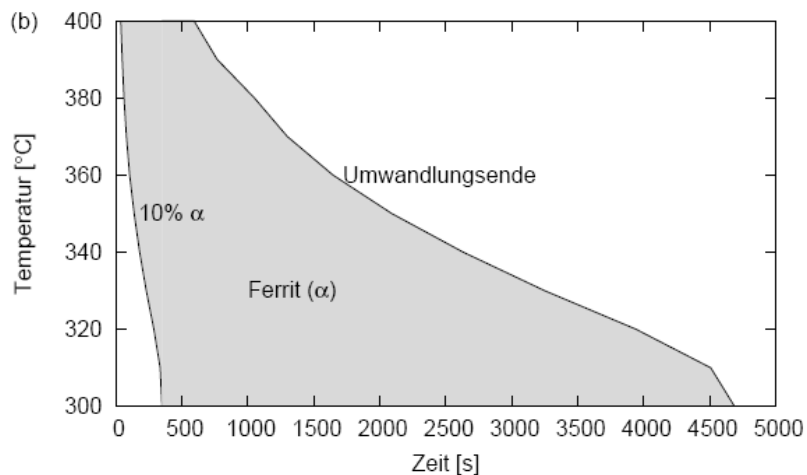


Abb. 31: Isothermes ZTU-Diagramm für Legierung L9.

Schaaf et al. [Sch2009] veröffentlichten mittels Neutronendiffraktometer gemessene Gitterkonstanten, die über eine empirische Beziehung in Kohlenstoffgehalte des Austenits umgerechnet wurden. Dies erlaubt einen direkten Vergleich zwischen gemessener und simulierter Umwandlungskinetik sowie der Kohlenstoffkonzentration in Austenit, was in Abb. 32a gezeigt wird. Die experimentell untersuchte Legierung weicht in ihrer Konzentration und der Behandlungstemperatur leicht von der simulierten Legierung L9 im Vergleich ab. Es ist zu erkennen, dass die Umwandlungszeit recht gut übereinstimmt, wohingegen eine Diskrepanz von etwa 0,35 Gew.-% C besteht, was direkt mit dem Ferritgehalt korreliert. Berechnungen mit variierenden Kupfer und Nickelgehalten der Legierungen L1-L4 und L9-L12 bei einer Ausferritierungstemperatur von 380°C und legierungsabhängigem Ferritnadelabstand zeigen das qualitativ zu erwartende Verhalten. Sowohl mit zunehmender Nickelkonzentration als auch mit

zunehmender Kupferkonzentration sinkt der Endferritgehalt (**Abbildung 32b**). Experimentelle Untersuchungen von Y. Mi1, bei denen der Kupfergehalt von 0.0 bis 1.54 wt.-% variiert wurde, zeigen dies entsprechend. Die zwei Vergleiche zeigen deutlich, dass von einer qualitativen Übereinstimmung der Resultate ausgegangen werden kann. Eine Variation des Solute Drag Koeffizienten in Richtung höheren Ferritgehalt würde diese Diskrepanz beheben, da hierdurch der Austenit mit Kohlenstoff weiter angereichert würde. Jedoch würde dies wiederum zu Diskrepanzen mit den eigenen Untersuchungen, wie sie in **Abbildung 32** dargestellt sind, führen.

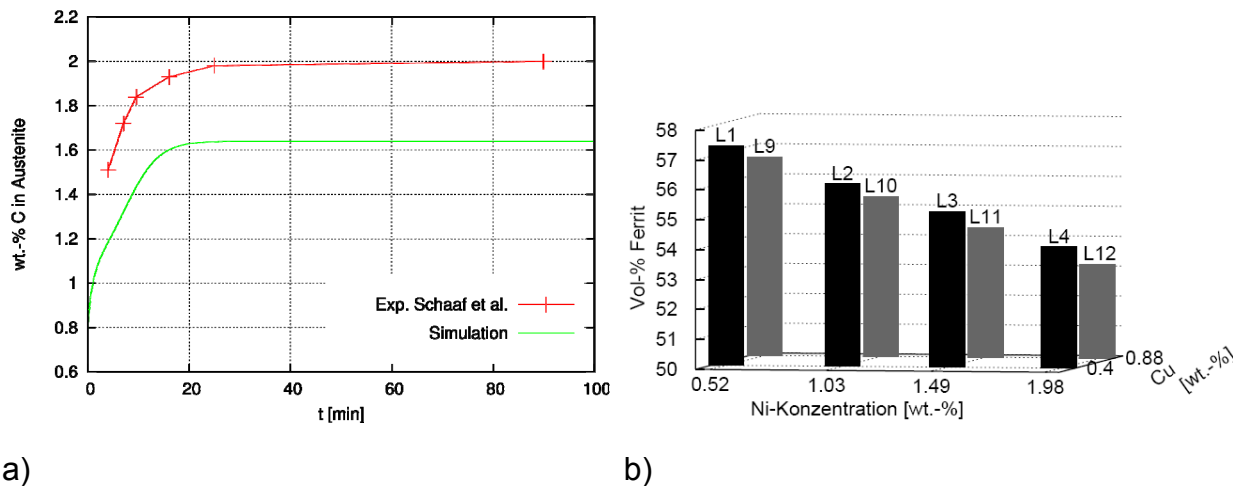


Abb. 32: a) Vergleich der Umwandlungskinetik und der Kohlenstoffkonzentration in Austenit über der Ausferritisierungszeit mit Experimenten von Schaaf et al. [Sch2009]. b) Der dargestellte Trend der Ferritgehaltsabnahme mit steigender Nickel- und Kupferkonzentration stimmt mit experimentellen Ergebnissen von Mi [Mi1995] qualitativ überein.

Schlussfolgernd hat die Entwicklung des Mikroseigerungsmodells mit Grenzflächenkinetik gezeigt, dass keine der untersuchten Legierungen ausgeprägtes LENP aufweist und die Kinetik wesentlich beeinflusst. Daher ist für die untersuchten Fälle kein Mehrwert dieses komplexen Modells gegenüber dem PE-Ansatz zu erkennen, der für diesen Fall vergleichbare Resultate liefert, weshalb dieser in die Prozesssimulation implementiert wurde.

Schrifttum

- [Azi1988] **Aziz, M.J.; Kaplan, T.:** *Continuous Growth Model for Interface Motion During Alloy Solidification*, Acta Metall. Vol. 36 (1988), No. 8, p. 2335-2347
- [Dar1949] **Darken, L.S.:** *Diffusion of Carbon in Austenite with a Discontinuity in Composition*, Trans. AIME 180 (1949), pp. 430–438
- [Hil1975] **Hillert, M.:** *Diffusion and Interface Control of Reactions in Alloys*, Metallurgical Transactions A Vol. 6A, S. 5-19. 1975
- [Hut2004] **C. R. Hutchinson, A. Fuchsmann, Y. Brechet:** *The diffusional formation of ferrite from austenite in Fe-C-Ni alloys*, Met. Mat. Trans. 35A (2004), S. 1211-1221
- [Lud1998] **Ludwig, A.:** *The Interface Response-Functions in Multi-Componental Alloy Solidification*, Physica D Vol. 124 (1998), pp. 271-284
- [Mi1995] **Mi, Y.:** *Effect of Cu, Mo, Si on the content of Retained Austenite of Austempered Ductile Iron*, Scripta Met. Mat. 32 (1995), pp. 1313-1317
- [Sch2009] **Schaaf, P., Cusenza, S, Bamberger, M., Amran, Y. Weiss, K., Meier, L., Hofmann, M.:** *Phase Transition Kinetics in Austempered Ductile Iron (ADI)*, Int. Found. Res. 61 (2009), pp. 14-21
- [Pus2009a] **Pustal, B., Berger, R., Subasic, E., Laschet, G., Schäfer, W., and Bührig-Polaczek, A.:** *A multi-phase micro-segregation model*. Int. Journal of Cast Metals Research, 22 (2009), pp. 252–255
- [Pus2009b] **Pustal, B., Siebert, H., Subasic, E., Hallstedt, B., Schneider, J.M., and Bührig- Polaczek, A.:** *Simulation of alloyed cast iron on process and material scale: A physics and CALPHAD based approach*. In Cockcroft, S. L. and Maijer, D.M., editors, Int. Conf. on Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes XII, pages 261–268, Vancouver, Canada, 7.-14. June 2009. TMS.
- [Pus2010] **Pustal, B., Subasic, E., Hallstedt, B., Schäfer, W., Bartels, C., Siebert, H., Schneider, J.M., and Bührig-Polaczek, A.:** *Modeling porosity formation in alloyed SGI castings using a physics based material model*. Advanced Engineering Materials 12 (2010), pp. 158–169

2.4 Validierung durch Vergleiche mit Bauteilversuchen

Neben der Validierung der Projektergebnisse durch den Vergleich der Simulationsergebnisse mit der Gefügeausbildung an den unterschiedlichen Demonstratorbauteilen wurde versucht, die Zusammenhänge auch an einfachen Probengeometrien nachzuweisen. Dazu wurden am IfG zunächst 3 Probewürfel mit 200 mm Kantenlänge aus den Versuchslegierungen L1, L9 und L16 hergestellt. Zu jedem Abguss wurde ein Y2-Probekörper mit abgegossen. Anschließend wurden die Würfel und die für den Zugversuch abgetrennten Quader der Y-Proben nach einer entsprechenden Vorgabe wärmebehandelt. Anschließend wurde die Gefügeausbildung in 3 unterschiedlichen Bereichen in der Schnittebene der Würfel (**Abbildung 33**) beurteilt und Zugproben aus den Quadern herausgearbeitet. Während durch die Wärmebehandlung in den Quadern aller 3 Legierungen und im Würfel der Legierung L16 ein ADI-Gefüge entstanden ist, wiesen die Würfel der Legierungen L1 und L9 in den untersuchten Bereichen ausschließlich perlitisch-ferritische Gefüge auf. Die „ausferritisierbare Wanddicke“ ist offensichtlich vom Legierungsgehalt, insbesondere Molybdän abhängig.

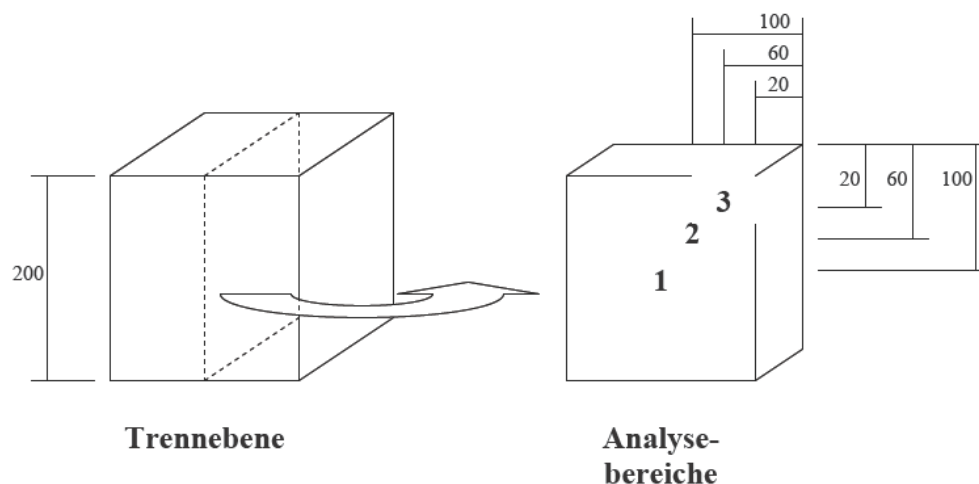


Abb. 33: Bereiche des 200mm-Würfels für die Gefügeuntersuchungen

Deshalb wurden in einem 2. Schritt mit Hilfe der Simulationsdaten legierungsabhängige Grenzdimensionen für die Würfel ermittelt. Zur Bestätigung der Berechnungen wurden von den 3 Legierungen L9, L12 und L14 erneut Würfel mit 200 mm Kantenlänge abgegossen und diese in kleinere Würfel unterschiedlicher Kantenlängen zerlegt und anschließend wärmebehandelt.

Die Gefügeuntersuchungen in den unterschiedlichen Bereichen (**Tabelle 7**) zeigen zwar den grundsätzlichen Zusammenhang zwischen den Dimensionen der Körper und ihrer Ausferritierung, decken sich jedoch nicht mit den im Vorfeld durch die Simulation ermittelten Daten.

Gefügeausbildung der kleinen Würfel

Versuch	Legierung	Chemie		Kantenlänge [mm]	Messpunkt 1	Messpunkt 2	Messpunkt 3	Zugversuch Y2			
		Soll	Ist								
A 22	L 9	Cu	0,90	0,88	50	Ausferrit + <5%F + 10-15% P	Ausferrit	R _m	[N/mm ²]	1188	
		Ni	0,50	0,50	35	Ausferrit + <1%F + <5% P	Ausferrit	R _{p0,2}	[N/mm ²]	929	
		Mo	0,00	<0,005	20	Ausferrit	Ausferrit	A5	[%]	7,4	
A 24	L 12	Cu	0,90	0,85	65	Ausferrit + <5%F + 10-15% P	Ausferrit	R _m	[N/mm ²]	1113	
		Ni	2,00	1,94	50	Ausferrit	Ausferrit	R _{p0,2}	[N/mm ²]	733	
		Mo	0,00	<0,005	35	Ausferrit	Ausferrit	Ausferrit	A5	[%]	6,0
					20	Ausferrit	Ausferrit	Ausferrit			
A 25	L14	Cu	0,90	0,85	50	Ausferrit	Ausferrit	Ausferrit	R _m	[N/mm ²]	1160
		Ni	1,00	1,05	35	Ausferrit	Ausferrit	Ausferrit	R _{p0,2}	[N/mm ²]	796
		Mo	0,25	0,20	20	Ausferrit	Ausferrit	Ausferrit	A5	[%]	8,4

Tabelle 7: Gefügeausbildung der Würfel aus unterschiedlichen Legierungen mit unterschiedlichen Kantenlängen

Da die Simulationen für die realen Demonstratorbauteile eine gute Übereinstimmung zwischen den Simulationsdaten und der Realität zeigten, dürfte die Ursache für die Abweichungen bei den Würfeln in den Wärmebehandlungsbedingungen zu suchen sein. Möglich sind Effekte, die die Wärmeübertragung zwischen Würfel und Salzbad beeinflussen, jedoch nicht in der Simulation berücksichtigt werden. Denkbar sind z.B. Strömungen bzw. Bewegungen des Salzbad im Zusammenhang mit der relativ großen wärmeabgebenden Oberfläche der Würfel, die zu anderen Wärmeübergangsbedingungen führen.

2.5 Simulation der Wärmebehandlung für die Demonstratorbauteile

Die Demonstratorbauteile werden im Abschnitt 2.6 Bauteilbewertung ausführlich beschrieben. Im nachfolgenden sind die Simulationsergebnisse zur Wärmebehandlung für die drei ausgewählten Bauteile dargestellt.

Demonstratorbauteil 1: Schwenklager (Fa. Audi)

Zur Durchführung von Einflussgrößenanalysen mit den entwickelten Simulationswerkzeugen wurde die gewichtsoptimierte Geometrievариante des Schwenklagers der Fa. Audi genutzt. Die verwendeten Prozessparameter für den Gießprozess lagen gemäß Angaben der Fa. MAT (ehemals Sakthi) vor. **Abbildung 34** zeigt als wichtiges Merkmal für das Ausgangsgefüge die Verteilung der Kugelzahl (Anzahl von Sphäroliten pro mm²) im Bauteil für zwei unterschiedliche Abkühlbedingungen (resultierend aus unterschiedlich gewählten Formstoffen) sowie zwei unterschiedliche Impfparameter. Hieraus resultieren die dargestellten Unterschiede in den Kugelzahlen. Die anschließende Wärmebehandlung erfolgte mit einer Auste-

nitrierungstemperatur von 880°C für 45 Minuten (jeweils nach Erreichen der Ofentemperatur) und einer Ausferritisierung bei 380 °C für 90 Minuten (inkl. Abschrecken).

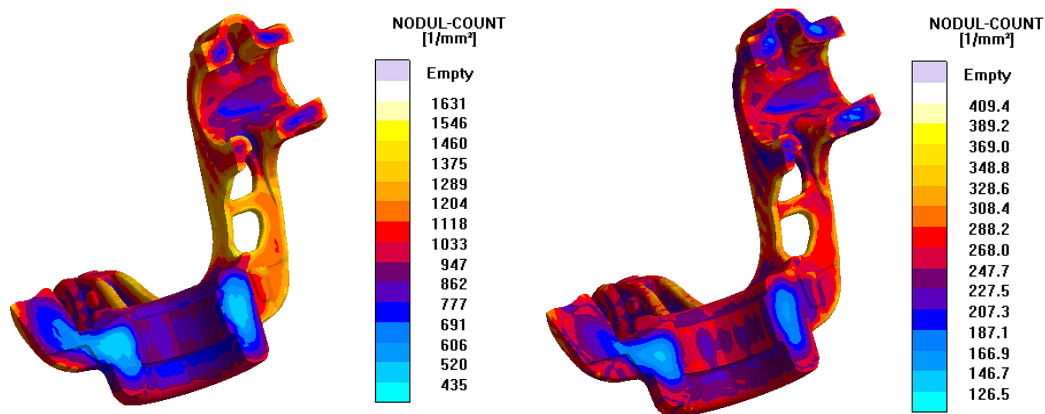


Abb. 34: Vergleich der Kugelzahlen im Schwenklager bei Verwendung unterschiedlicher Prozessbedingungen

Bedingt durch die unterschiedlichen Kugelzahlen (und damit verbunden charakteristischen Diffusionslängen im Gefüge) ist im Vergleich der beiden Berechnungen ein deutlicher Unterschied in der aktuellen Kohlenstoffkonzentration während der Austenitisierung zu erkennen. Abbildung 2 zeigt die Verteilung der Kohlenstoffkonzentration nach 10 Minuten Austenitisierung. Die resultierende notwendige Austenitisierungszeit zum Erreichen der maximalen Kohlenstofflöslichkeit zeigt insbesondere in den dickwandigen Bereichen des Schwenklagers Unterschiede.

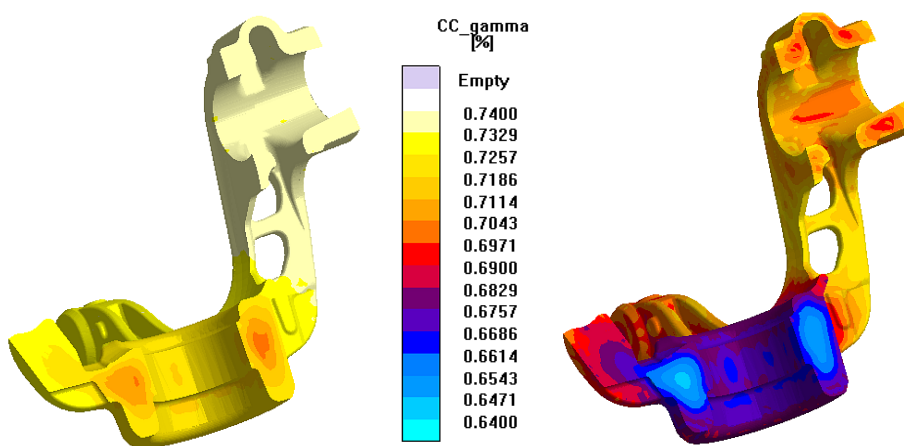


Abb. 35: Vergleich der Kohlenstoffkonzentration im Schwenklager nach 10 Minuten Austenitisierung bei den unterschiedlichen Ausgangsgefügen

Der deutliche Unterschied in der Kugelzahl beeinflusst somit maßgebliche die Austenitisierungszeit und den Anteil Ferrit nach dem Abschrecken. Die Ferritverteilung nach dem Abschrecken ist in **Abbildung 36** dargestellt.

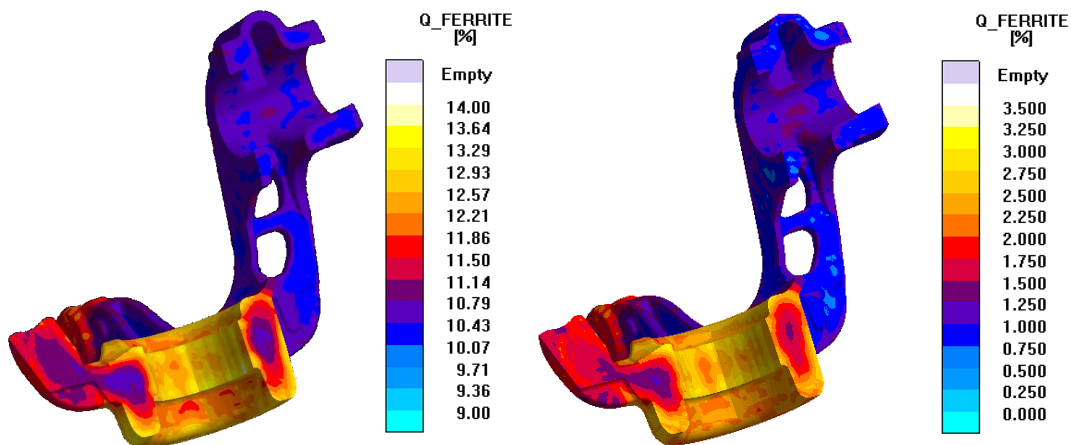


Abb. 36: Vergleich der Ferritverteilung im Schwenklager nach dem Abschrecken bei Verwendung unterschiedlicher Eingabeparameter

Die weiteren Berechnungen zur Ausferritisierung ergaben, dass der Einfluss der verwendeten Eingabeparameter auf die Ausferritisierungszeit vernachlässigbar ist. Durch den höheren Anteil von Ferrit nach dem Abschrecken bei höherer Kugelzahl vermindert sich jedoch leicht der Anteil ADI-Ferrit, wie in **Abbildung 37** dargestellt.

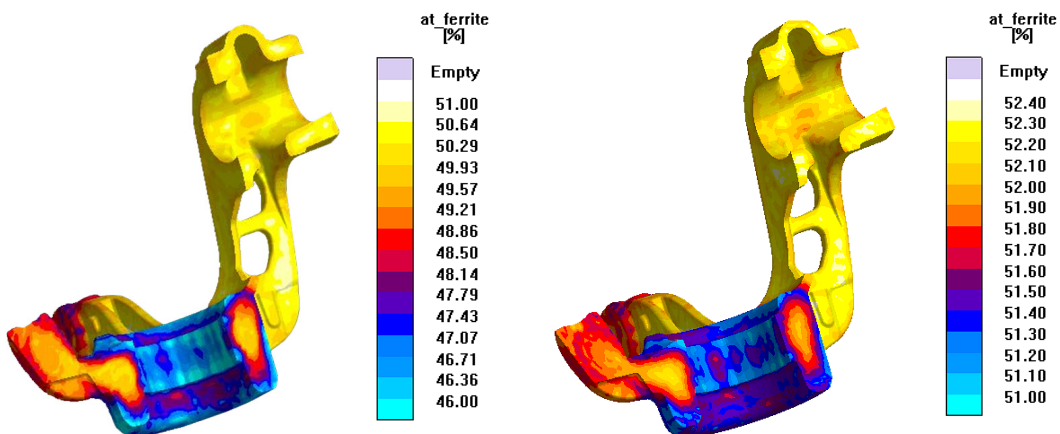


Abb. 37: Vergleich der ADI-Ferritverteilung im Schwenklager nach dem Ausferritisierung bei Verwendung unterschiedlicher Eingabeparameter

Als weitere Parameterstudie wurde für zwei Geometrievarianten des Schwenklagers (Ausgangsgeometrie und optimierte gewichtsreduzierte Geometrie) durchgeführt. **Abbildung 38** zeigt noch einmal die Modelle der zwei Varianten. Das optimierte Schwenklager hat ein um 250g geringeres Gewicht.

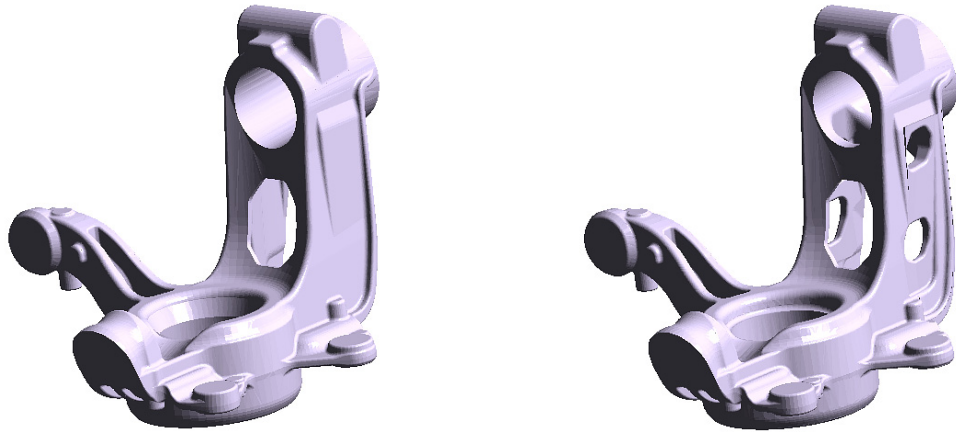


Abb. 38: Geometrie des Schwenklagers im Ausgangszustand (links) und nach der Gewichtsoptimierung (rechts)

Da die Gewichtseinsparung primär durch eingebrachte Taschen in den „dünnere“ Bereichen des Bauteils erfolgte, zeigen die für das Gefüge relevanteren „dickeren“ Bauteilbereiche vergleichbare Ergebnisse. **Abbildung 39** zeigt die Austenitisierungszeit im Vergleich. **Abbildung 40** vergleicht die ADI-Ferritverteilung zwischen Ausgangsgeometrie und optimiertem Schwenklager.

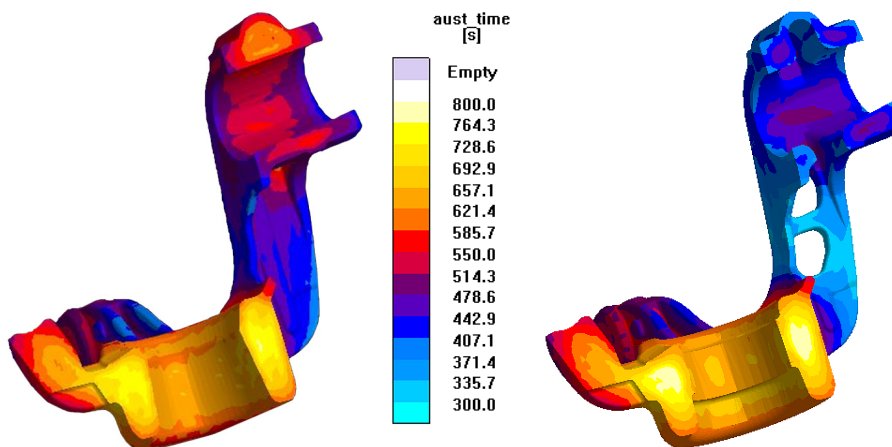


Abb. 39: Vergleich der Austenitisierungszeit im Schwenklager für die beiden Geometrievarianten

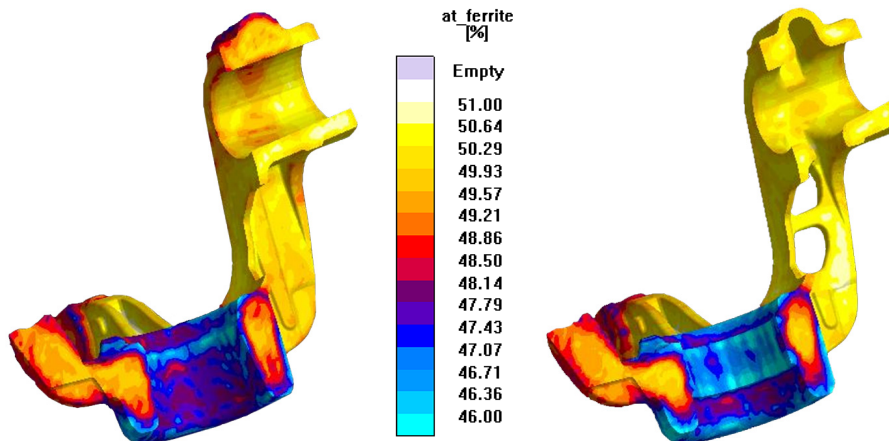


Abb. 40: Vergleich der ADI-Ferritverteilung im Schwenklager für die beiden Geometrievarianten

Fazit Schwenklager:

Die geometrische Optimierung erfordert keine Anpassung der Prozessparameter der Wärmebehandlung, da der Prozess bestimmende Geometriebereich unverändert bleibt.

Als ein wesentliches Ergebnis der Simulation kann eine Verkürzung der Austenitisierungszeit von 45 Minuten auf 13,3 Minuten (nach Erreichen der Austenitisierungstemperatur im Bauteil) festgehalten werden. Mit diesen Prozessparametern werden von der Simulation max. 51,37% ADI-Ferrit vorhergesagt. Nähere Untersuchungen zum Aufheizverhalten im Ofen wurden gegen Ende des Berichtszeitraums durchgeführt und werden derzeit ausgewertet.

Demonstratorbauteil 2: Planetenträger (Fa. Eickhoff)

Für den Planetenträger der Fa. Eickhoff (ca. 3400 Kg) wurde zunächst eine Gießsimulation durchgeführt, die zu einer Vorhersage der Verteilung der Kugelzahlen, wie in **Abbildung 41**, dargestellt führt.

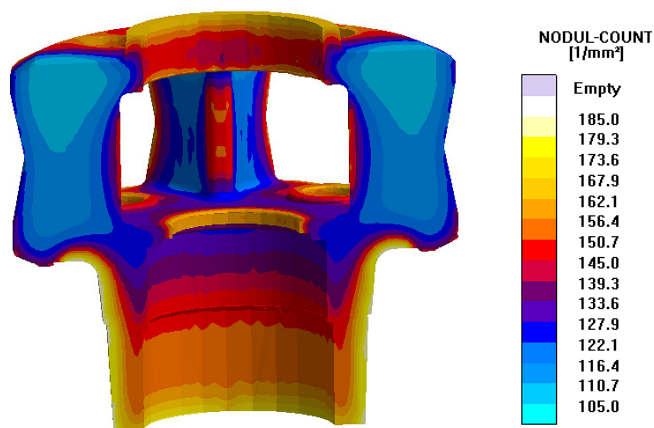


Abb. 41: Verteilung der Kugelzahlen im Planetenträger als Resultat der Gießsimulation

Die anschließende Wärmebehandlung wurde mit einer Austenitisierungszeit von 890°C für 6 Stunden und einer Ausferritisierung bei 360 °C für 3 Stunden (inkl. Abschrecken) durchgeführt. **Abbildung 42** zeigt die simulierte notwendige Austenitisierungszeit als Verteilung im Bauteil, die für die dickwandigen Bereiche ca. 3 Stunden beträgt. Aufgrund der Simulationsergebnisse kann daher eine Reduzierung der Austenitisierungszeit von 6 auf 3 Stunden empfohlen werden.

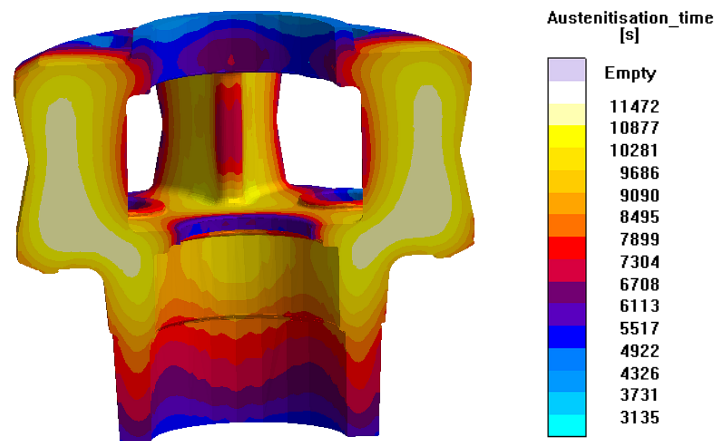


Abb. 42: Verteilung der notwendigen Austenitisierungszeit zum Erreichen der maximalen Kohlenstofflöslichkeit für den Planetenträger

Die Simulation zeigt im weiteren Verlauf der Wärmebehandlung zunächst die Gefügeverteilung nach dem Abschrecken. In **Abbildung 43** sind die Ferrit- und Perlitanteile nach dem Abschrecken dargestellt.

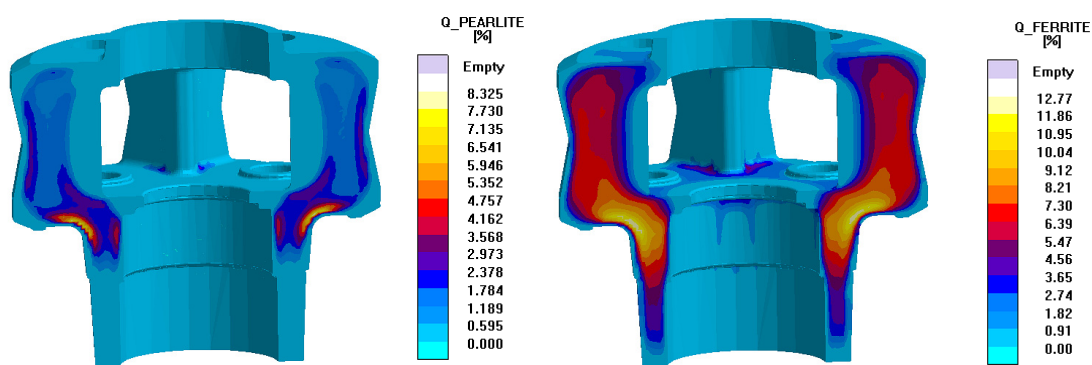


Abb. 43: Anteil Ferrit und Perlit im Planetenträger nach dem Abschrecken

Die Ausferritierungszeit kann aufgrund der Ergebnisse der Simulation ebenfalls von 3 h auf 1,6 h verkürzt werden. In **Abbildung 44** ist die resultierende Verteilung für den ADI-Ferrit dargestellt.

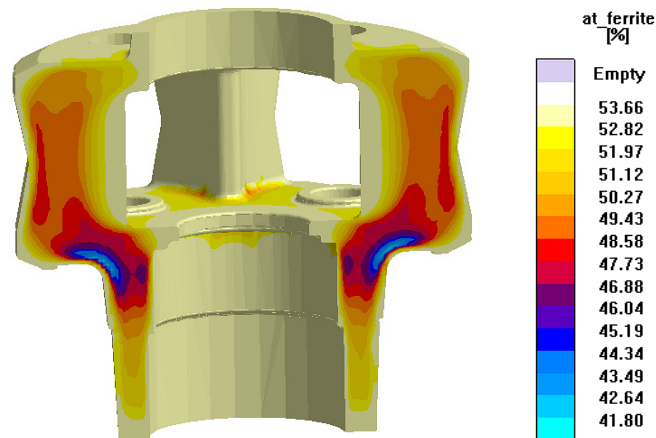


Abb. 44: Anteil ADI- Ferrit im Planetenträger nach der Ausferritisierung

Energieeinsparungspotenziale:

Bei einer Gesamtaustenitierungszeit von 6 h und einem Reduzierungspotenzial von 1,5 h ergibt sich eine Energieeinsparung von 128 kWh/t Einsatzgut. Bei einer Fertigung von angenommenen 500 Teilen pro Jahr ergibt sich eine Einsparung von 100.000 kWh/a oder 360.000 MJ/a.

Demonstratorbauteil 3: Radnabe (MAN)

Das Demonstratorbauteil der Fa. MAN, eine Radnabe wurde ebenfalls zunächst gießtechnisch simuliert. Basierend auf diesen Ergebnissen erfolgte die Berechnung der Wärmebehandlung. Prozessbedingungen für die Simulation der Naben waren 850 °C für 2 Stunden Austenitierung und anschließende Ausferritierung für 2 Stunden bei 340 °C.. Als Parameter wurde für die Radnaben die chem. Analyse der Grundwerkstoffes verändert (typische Analyse für ADI im Vergleich zu einer Standard GJS Variante). **Abbildung 45** zeigt die jeweils berechneten minimalen Austenitierungszeiten für beide Varianten.

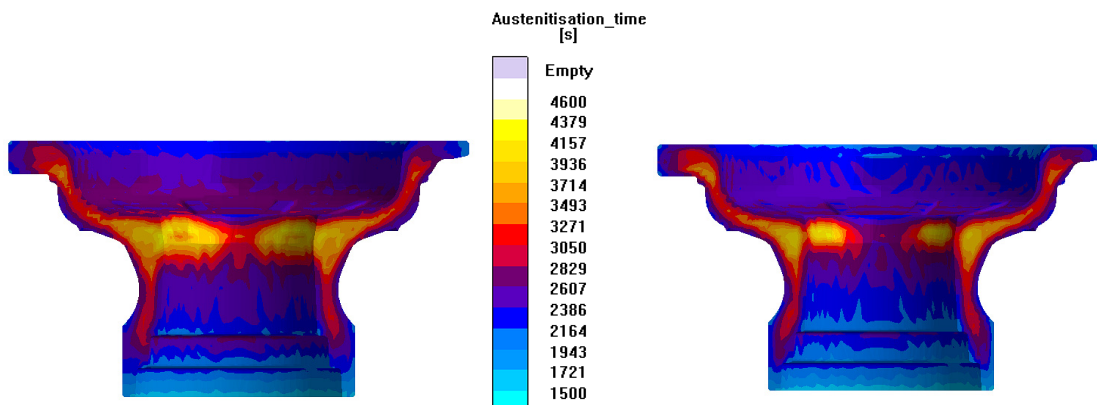


Abb. 45: Austenitierungszeiten im Vergleich; rechts mit einer ADI typischen chemischen Analyse und links mit einem GJS 600 als Ausgangsmaterial vor der Wärmebehandlung

Zusammenfassung der Simulationsergebnisse

Die nachfolgende **Tabelle 8** zeigt das Optimierungspotential der Wärmebehandlung zur Herstellung von ADI Bauteilen an den drei Demonstratorbauteilen.

	Schwenklager	Schwenklager Optimierte Geometrie	Plantensteg	Radnabe GJS	Radnabe ADI
Prozessdefinition					
Austentisierungszeit (min)	140	140	360	120	120
Austenitiserungstemperatur (°C)	880	880	890	850	850
Ausferritisierungszeit (min)	100	100	180	120	120
Ausferritisierungstemperatur (°C)	380	380	360	340	340
Ergebnisse aus der Prozesssimulation					
Austentisierungszeit (min)	45*	13.3	191.2	77.6	77.6
Max. Kohlenstoffkonzentration	0.7373	0.7373	0.7757	0.70	0.70
Ausferritisierungszeit (min)	27.5	35	100.8	35.1	35.1
Anteile Ferrit (%)	51.36	51.23	53.66	56.1	56.63

Tabelle 8: Zusammenfassung der Wärmebehandlungsparameter für die drei Demonstratorbauteile gemäß Prozessdefinition und resultierend aus der Simulation

*Ursprüngliche Austenitierungszeit

2.6 Werkstoffbewertung

2.6.1 Untersuchung des Werkstoff- und Bauteilverhaltens

2.6.1.1 Eingangszustand

Aufgabe dieses Arbeitspaketes war die Untersuchung des Werkstoff- und Bauteilverhaltens der ausgewählten Demonstratorbauteile im Ausgangszustand. Der Beitrag des IfG bestand in der Gefügecharakterisierung von Proben, die an unterschiedlichen Stellen des Bauteils entnommen wurden. Dazu wurden von MAT (ehemals Sakthi Ueckermünde) 5 Audi-Schwenklager zur Verfügung gestellt. Die Gefügecharakterisierung erfolgte an jeweils 5 unterschiedlichen Positionen des Schwenklagers. Sowohl die untersuchten Bauteilbereiche als auch die Detailergebnisse sind in **Tabelle 9** zusammengefasst. Es wird deutlich, dass die untersuchten Schwenklager eine sehr homogene Gefügeausbildung aufweisen. Ferritanteil und Nodularität sind in allen untersuchten Bauteilbereichen vergleichbar. Die Kugelzahl ist sehr hoch und lediglich im Untersuchungsbereich 5 deutlich niedriger als in den anderen Bereichen. Dieser Unterschied resultiert jedoch aus der geometrisch bedingten längeren Erstarrungszeit in diesem Bereich. Die untersuchten Schwenklager wiesen einen technologisch sehr guten Zustand auf.




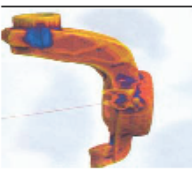

Probenlage	Bauteilnr.		1	2	3	4	5
1		Ferritanteil:	10	10	10	5-10	5-10
		Nodularität:	92,3	91,1	90,7	92,3	90,6
		Kugelzahl:	572	579	576	577	542
2		Ferritanteil:	5-10	5	5	5-10	5
		Nodularität:	91,9	93,3	92,4	93,0	90,5
		Kugelzahl:	618	554	607	602	693
3		Ferritanteil:	10	10	10	10	10
		Nodularität:	89,9	89,5	86,6	90,4	90,9
		Kugelzahl:	746	655	671	737	670
4		Ferritanteil:	10	10	10	10	5-10
		Nodularität:	91,4	91,2	92,1	92,1	92,0
		Kugelzahl:	739	619	737	680	730
5		Ferritanteil:	5-10	5	5	5-10	5-10
		Nodularität:	88,2	90,9	90,4	89,7	90,3
		Kugelzahl:	460	418	458	466	486

Tabelle 9: Gefügecharakterisierung von Schwenklagern im Ausgangszustand

Optimierter Zustand

Auf Grundlage des in Punkt 2.2 ermittelten Werkstoff- und Bauteilverhaltens wurden Rückschlüsse auf mögliche Werkstoffoptimierungen durch Simulation des Gießprozesses sowie der Wärmebehandlung realisiert. Auf dieser Grundlage wurden Schwenklager des beschriebenen Ausgangszustandes unterschiedlich wärmebehandelt und untersucht. Die Ergebnisse der Gefügecharakterisierung durch das IfG sind in **Tabelle 10** und **Tabelle 11** zusammengefasst dargestellt. Es wird deutlich, dass eine Austenitisierungszeit von 15 Minuten (bei 880 °C) und eine Haltezeit von 30 Minuten (bei 380 °C) bei Weitem nicht ausreichen, um das Schwenklager durchgängig zu ausferritisieren. Bei entsprechend längeren Zeiten von 120 bzw. 90 Minuten (bei gleichen Temperaturen) ist das Bauteil im Grunde durchgängig ausferritisiert. Lediglich im dickwandigen Bereich Nr. 5 verbleibt unter diesen Wärmebehandlungsbedingungen eine Kernzone mit nahezu vollständig perlitischem Gefüge.

Schwenklageruntersuchungen "optimierter Zustand"

Probenlage	Wärmebehandlung: 880 °C / 15 min. + 380 °C / 30 min.					Wärmebehandlung: 880 °C / 120 min. + 380 °C / 90 min.				
	Typ 256 Nr. 1	Typ 256 Nr. 2	Typ 256 Nr. 3	Typ 256 Nr. 4	Typ 256 Nr. 5	Typ 255 Nr. 1	Typ 255 Nr. 2	Typ 255 Nr. 3	Typ 255 Nr. 4	Typ 255 Nr. 5
Gefügemerkmal										
Matrix:										
Ausferrit [%]	80,0	0,0	87,5	80,0	0,0	90,0	85,0	92,5	92,5	85,0
Restaustenit [%]	12,5	0,0	12,5	12,5	0,0	10,0	10,0	7,5	7,5	10,0
Ferrit [%]	0,0	7,5	0,0	0,0	37,5	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Perlit [%]	7,5	92,5	0,0	7,5	62,5	0,0	5,0	0,0	0,0	5,0
Graphit:										
Graphit [%]	9,26	8,86	8,45	9,36	9,68	8,66	8,56	8,52	8,66	8,19
Nodularität [%]	92	93	92	92	89	91	92	91	89	88
Kugelzahl [Stk./mm ²]	540	561	774	542	431	507	613	754	540	402

Tabelle 10: Daten der Gefügecharakterisierung an optimierten Schwenklagern

Gefügeanalyse optimierter Schwenklager mit unterschiedlicher WB

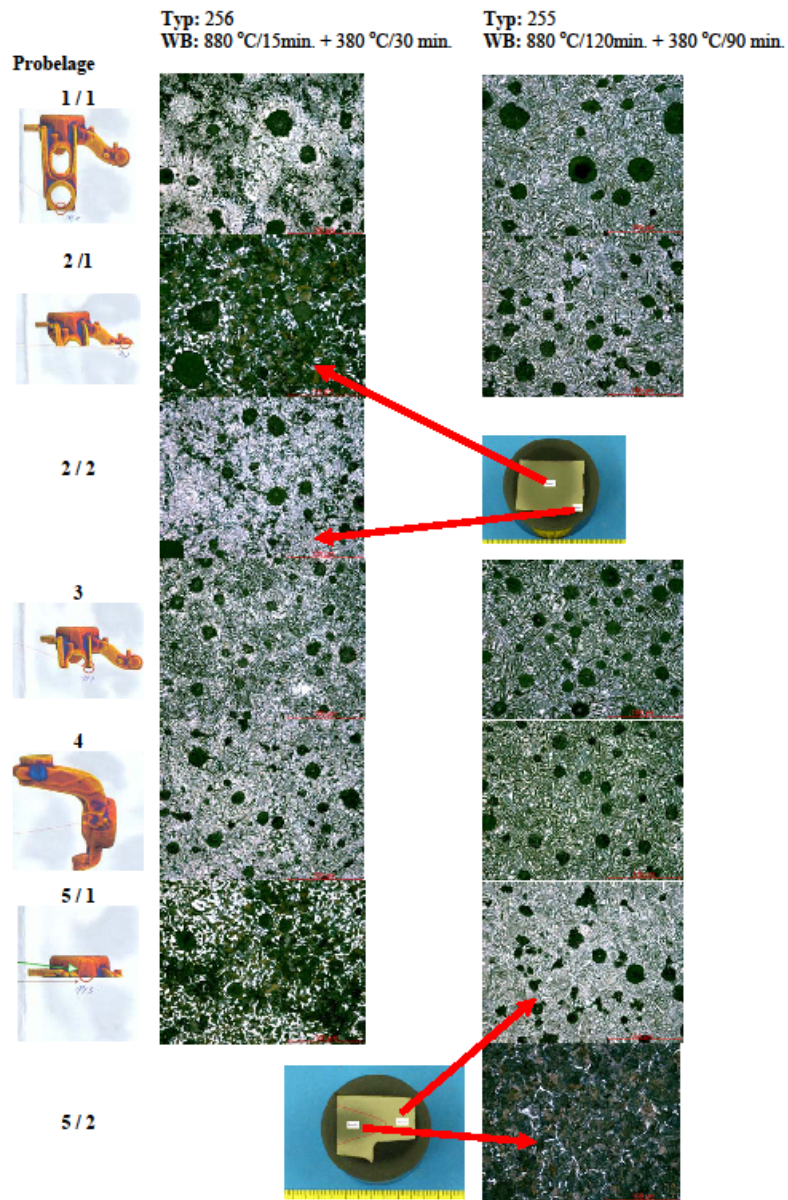


Tabelle 11: Gefügebilder zur Charakterisierung von optimierten Schwenklagern

2.6.2 Werkstoffverhalten unter Impakt- und Crashbelastung

Im Fraunhofer IWM waren die verschiedenen ADI-Gussqualitäten durch die Bestimmung statischer und dynamisch-crashartiger Festigkeits- und Verformungskennwerte mittels Hochgeschwindigkeitszugversuchen zu charakterisieren, um die Eignung der Werkstoffe für Impakt- oder Crashbelastete Automobilkomponenten zu bewerten. Hier werden die wichtigsten Ergebnisse aus [IWM1] dargestellt.

2.6.2.1 Prüf- und Messtechnik bei Hochgeschwindigkeits-Zugversuchen

Die Zugversuche bei statischer und crashartiger dynamischer Belastung erfolgten mit einer servohydraulischen Schnellzerreimaschine, **Abbildung 46**.

Bei allen Versuchen wurde adquate Messtechnik in Anlehnung an gängige statische Normen sowie Hochgeschwindigkeitsmesstechnik in Anlehnung an [2] mit Einsatz einer Hochgeschwindigkeits-Videokamera verwendet. Details zur eingesetzten Kraft-, Verlängerungs- und Dehnungs-Messtechnik zeigt **Abbildung 47**.

Die Versuche wurden überwiegend bei Raumtemperatur von $24 \pm 2 \text{ }^\circ\text{C}$ durchgeführt sowie eine Versuchsserie bei $-40 \text{ }^\circ\text{C}$.

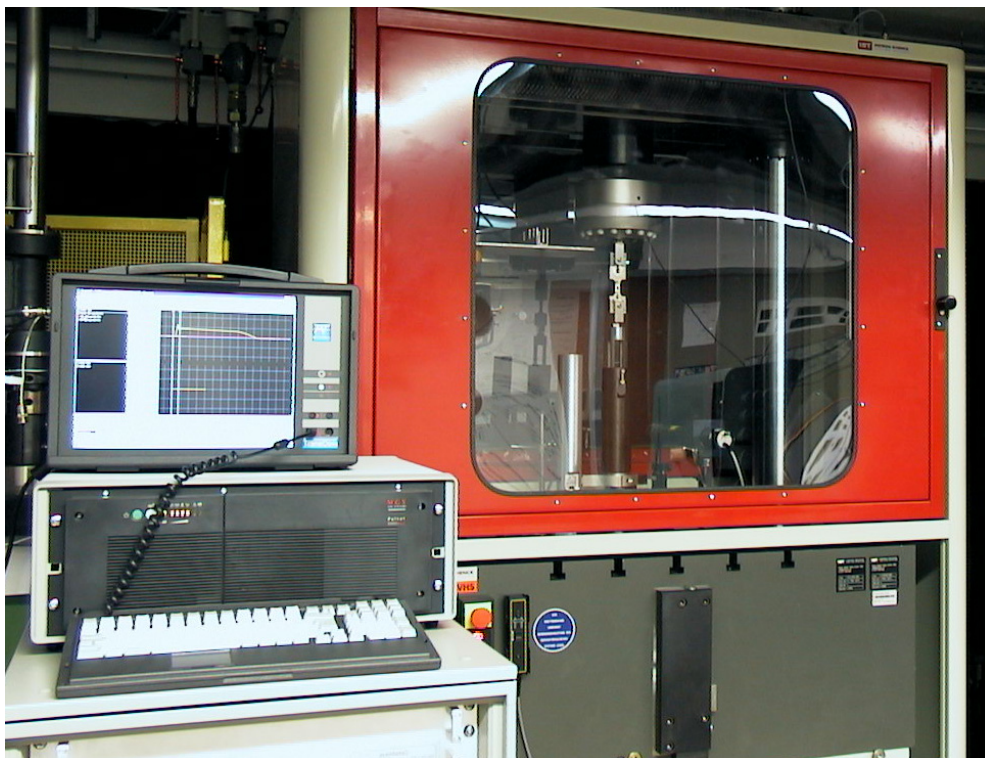


Abb. 46: IWM-Schnellzerreimaschine für Kräfte bis 100 kN und Belastungsgeschwindigkeiten bis 20 m/s

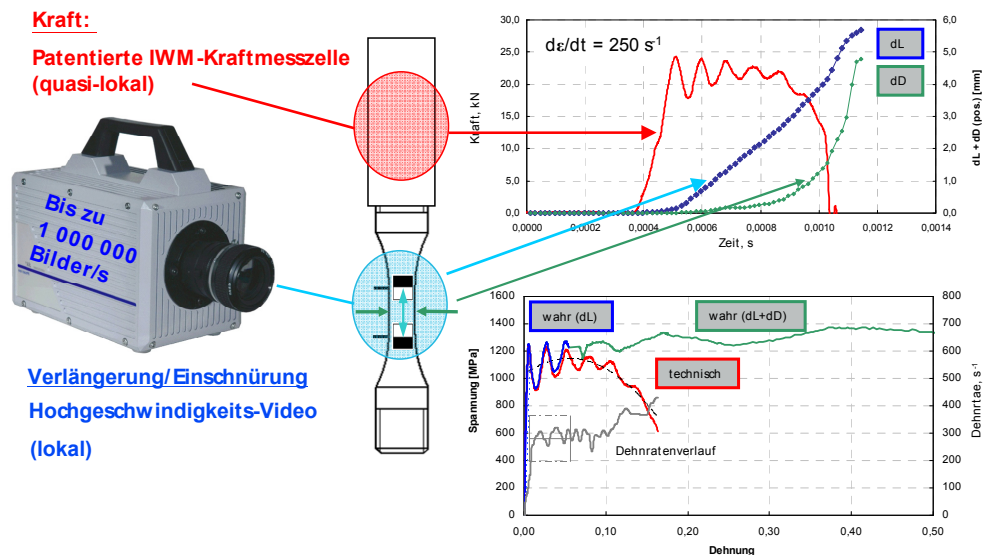


Abb. 47: IWM-Messtechnik für Hochgeschwindigkeits-Zugversuche

2.6.2.2 Werkstoffe und Proben

Von den Projektpartnern wurden für die IWM-Hochgeschwindigkeitsuntersuchungen insgesamt 9 ADI-Werkstoff-Chargen zur Verfügung gestellt, die mit den IWM-Bezeichnungen RK1 bis RK9 entsprechend **Tabelle 12** versehen wurden. Aus den Y3-Gusskörpern und den Radnaben wurden Rundzugproben mit 5 mm Prüfdurchmesser (**Abbildung 48**), aus den Schwenklagern Proben mit 4 mm Prüfdurchmesser (**Abbildung 49**) gefertigt.

Y3-Gusskörper:	ADI 1200 (Chargen RK 1 – RK 5)
Schwenklager:	ADI 1000 (Charge RK 6) ADI 1000 (Charge RK 9) - Gefüge-Analysen - Austenitgehalt-Bestimmung
Radnabe:	ADI 1000 (Charge RK 7) ADI 1000 (Charge RK 8)

Tabelle 12: IWM Bezeichnungen der Proben

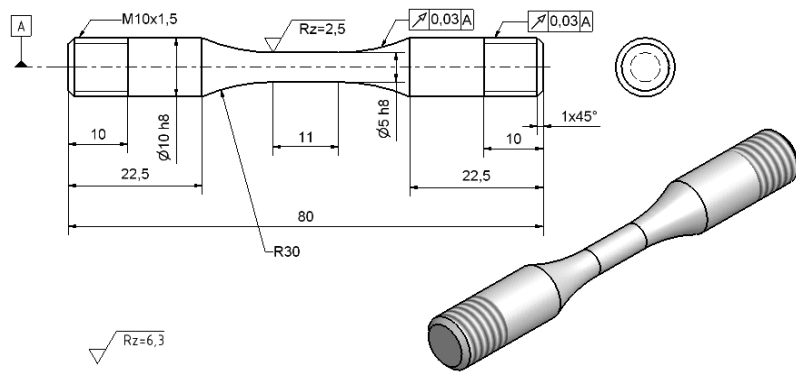


Abb. 48: IWM-Rundzugprobe für Hochgeschwindigkeits-Zugversuche mit Prüfdurchmesser von 5 mm (für Proben aus den Y3-Gusskörpern und Radnaben)

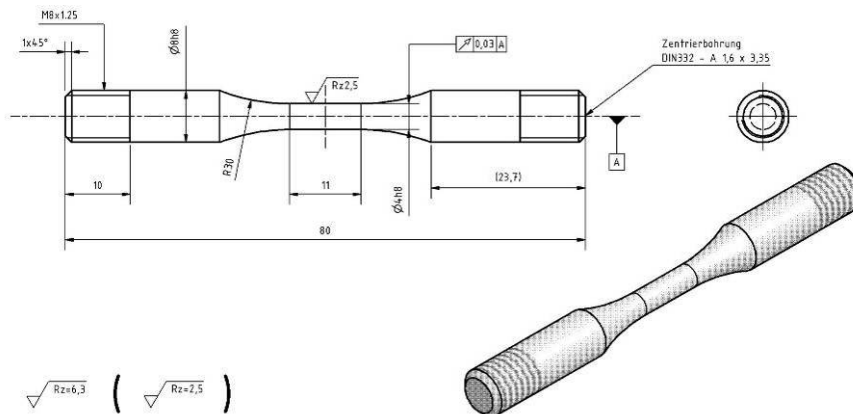


Abb. 49: IWM-Rundzugprobe für Hochgeschwindigkeits-Zugversuche mit Prüfdurchmesser von 4 mm (für Proben aus den Schwenklagern)

2.6.2.3 Verformungs- und Festigkeitsverhalten des Y3-Gusskörper-Werkstoffs ADI 1200

Auf Grund der relativ große Streubreite bei den ersten Y3-Gusskörper-Chargen RK1 bis RK4 erfolgte deshalb bei der Charge RK5 die Probenentnahme aus dem Y3-Gusskörper mit festgelegter und nachvollziehbarer Entnahmeposition entsprechend **Abbildung 50**. für statische und dynamische Versuche bei verschiedenen Dehnraten bei Raumtemperatur und $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

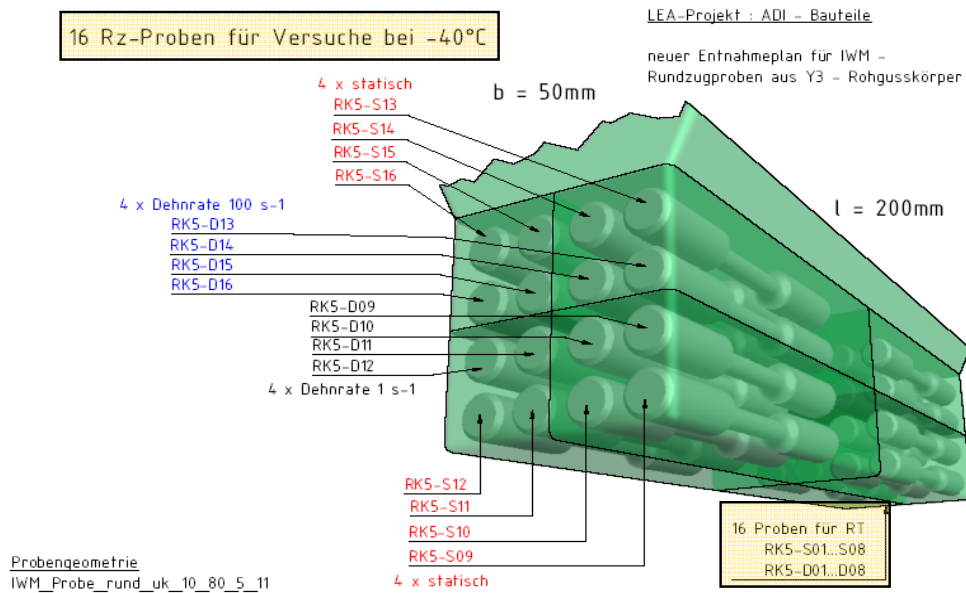


Abb. 50: Probenentnahme aus einem Y3-Gusskörper für die ADI 1200 Charge RK5

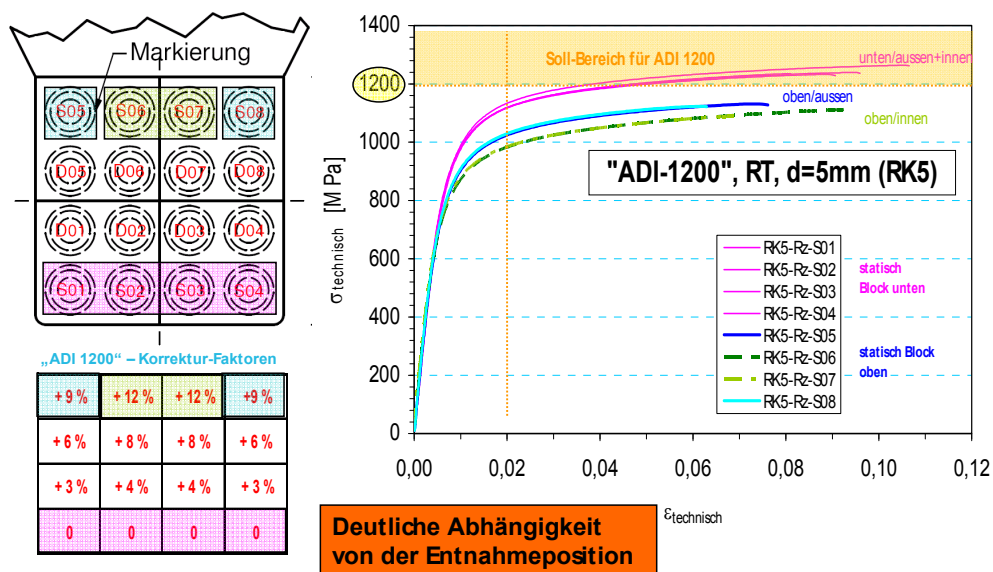


Abb. 51: Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven für die ADI 1200 Charge RK5

Die Ergebnisse der statischen Versuche bei Raumtemperatur zeigten deutlich (**Abbildung 51**), dass am unteren Rand des Y3-Gusskörpers die Sollwerte für ADI 1200 erreicht werden. Weiter oben und im Kernbereich entnommene Proben lieferten deutlich niedrigere Kennwerte und Spannungs-Dehnungs-Kurven. Dies könnte eventuell dadurch bedingt sein, dass die Ausferritisierung des vergleichsweise dickwandigen Y3-Gusskörpers zum Inneren hin nicht vollständig erfolgt war. Ein signifikanter Gradient der Werkstoffeigenschaften war aber weder anhand von Schlibbildern noch durch Härtemessungen nachweisbar.

Deshalb wurde noch zusätzlich der Austenitanteil an einem zentral zwischen den Proben für RT und -40 °C gelegenen Y3-Gusskörper-Reststücks an zwei Positionen (Kern- und Randbereich) röntgenografisch ermittelt. Hierbei ergab sich ein signifikanter Zusammenhang zwischen den Festigkeiten und den Austenitanteilen der unterschiedlichen Entnahmepositionen: der Austenitanteil lag mit etwa 35 % im höherfesten Randbereich deutlich über dem Anteil von etwa 20 % im niederfesteren Kernbereich.

Der damit einhergehende Gradient der Werkstoffeigenschaften und insbesondere des Festigkeitsniveaus ist gegebenenfalls bei zukünftigen Untersuchungen zu berücksichtigen. Deshalb wäre es sinnvoll, künftig ergänzend zu aus Bauteilen entnommenen Rundzugproben, bei denen im Prüfteil die Bauteiloberfläche entfernt wird, auch Untersuchungen unter Biegebelastung mit Oberflächen-Zugbeanspruchung zur Charakterisierung mit einzubeziehen.

Außerdem wurden zusätzlich auch auf den Bruchflächen der geprüften Proben Restaustenitanteile röntgenografisch ermittelt. Gegenüber den Ausgangswerten in unbelastetem Zustand (Rand: 35%, Kern: 20 %) konnten auf den Bruchflächen nur noch Austenitanteile von etwa 8 % am Rand und 10 % im Kern festgestellt werden. Dies war ein erster Hinweis auf eine verformungsinduzierte Phasenumwandlung, also auf einen TRIP-Effekt, der nachfolgend auch bei einer Schwenklager-Charge festgestellt wurde (siehe Absatz 2.6.2.5.2).

2.6.2.4 Dehnraten- und Temperatureinfluß bei ADI 1200

In **Abbildung 52** sind die technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven dargestellt, die in Anlehnung an die FAT-Richtlinie [IWM2] an Rundzugproben der Charge RK5 bei Raumtemperatur (RT) bei drei Dehnraten („statische“ und Hochgeschwindigkeits-Versuche) mit jeweils drei Versuchen bestimmt wurden.

Bei „statischer“ Belastung betrug die nominelle Dehnrates $0,0018 \text{ s}^{-1}$. Für Stoß- und Missbrauchs-Belastungen wurde als typische Dehnrates 1 s^{-1} und für crashrelevante Belastungen 100 s^{-1} gewählt. Zur Korrektur des Einflusses der Entnahmeposition sind die in **Abbildung 52** dargestellten Spannungs-Dehnungs-Kurven mit den angegebenen, von der Entnahmeposition abhängigen Korrekturfaktoren auf ein vergleichbares Niveau angehoben worden. Die resultierenden Kurven zeigen einen erkennbaren Dehnrateseffekt: mit zunehmender Dehnrates steigt das Festigkeitsniveau leicht an, ohne dass die Bruchdehnung abnimmt. Diese ADI-Charge würde sich demnach auch für den Einsatz bei Bauteilen mit möglichen Stoß-, Missbrauchs- oder Crashbelastungen eignen.

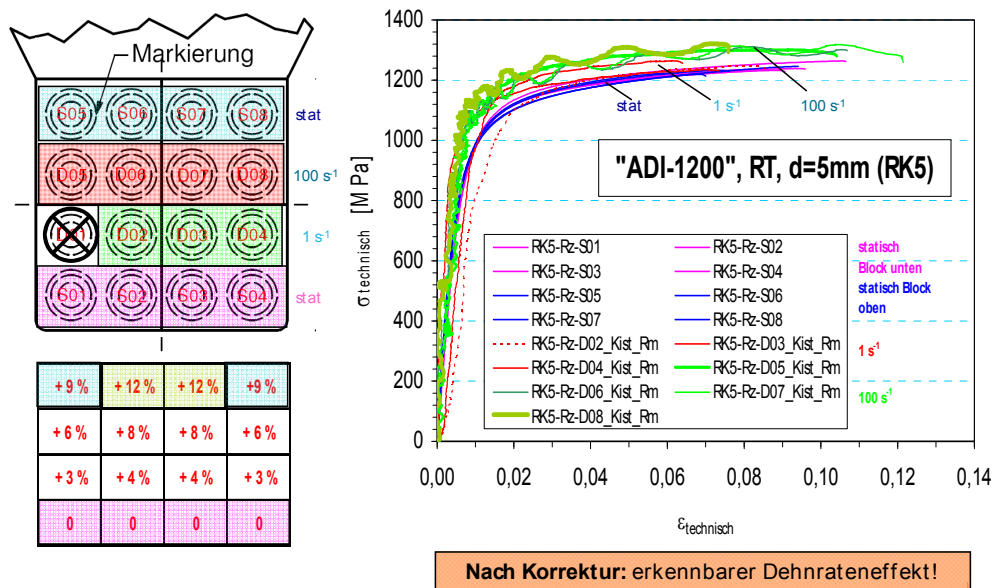


Abb. 52: Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven für die ADI 1200 Charge RK5 nach Korrektur der Ortsabhängigkeit; „statisch“ sowie bei nominellen Dehnraten 1 s^{-1} und 100 s^{-1}

In gleicher Weise wurden auch Versuche bei -40 °C durchgeführt um den Einfluss der Temperatur auf die Werkstoffeigenschaften bei ADI 1200 zu ermitteln. Es ergaben sich ganz ähnliche Spannungs-Dehnungs-Kurven wie die in **Abbildung 52** dargestellten Ergebnisse für Raumtemperatur, allerdings auf etwas höherem Festigkeitsniveau. Dies ist aus den in **Abbildung 52** für RT und für -40 °C in Abhängigkeit von der Dehnrates dargestellten Festigkeits- und Verformungskennwerten ersichtlich. Bei -40 °C ergeben sich erwartungsgemäß etwas höhere Festigkeitswerte als bei RT bei etwas reduzierten Bruchdehnungswerten.

Es ist bemerkenswert, dass dieser ADI 1200 Gusswerkstoff selbst bei einer Temperatur von -40 °C und bei einer hohen Dehnrates von 1 s^{-1} (entsprechend einer Missbrauchsbelastung) hohe Festigkeitswerte von etwa 1300 MPa aufweist und dabei noch Bruchdehnungswerte von im Mittel fast 5% erreicht (siehe **Abbildung 53**).

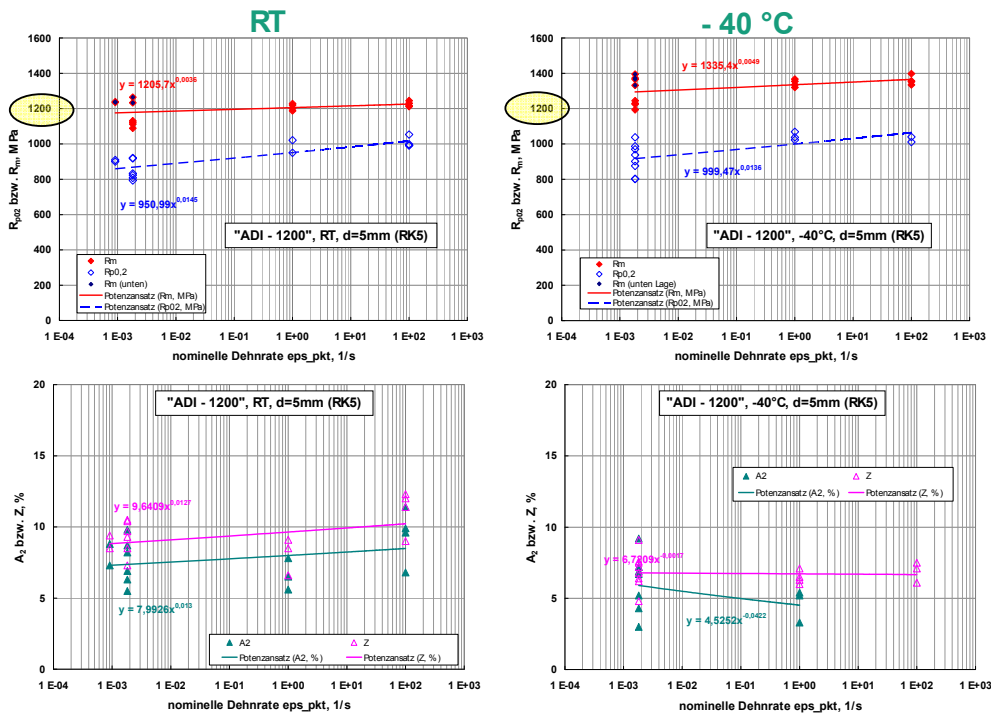


Abb. 53: Dehnratenabhängigkeit der Festigkeits- und Verformungskennwerte bei RT und -40 °C für die ADI 1200 Charge RK5

2.6.2.5 Verformungs- und Festigkeitsverhalten des Schwenklager-Werkstoffs ADI 1000

Für die Untersuchungen des ADI 1000 Schwenklager-Werkstoffs wurden von Audi AG aus zwei Schwenklager-Chargen entsprechend **Abbildung 54** Rundzug-Proben entnommen und nach IWM-Angaben mit einem Prüfdurchmesser von 4 mm endgefertigt und zur Verfügung gestellt. Die beiden Chargen unterscheiden sich durch die Ausferritierungstemperatur von 370 °C bei Charge RK6 und 380 °C bei Charge RK9. Zusätzlich wurde später von Audi AG eine weitere Serie von Proben gefertigt, die mit Charge UY1 bezeichnet wurde und die aus dem gleichen Los von Schwenklagern wie die Charge RK9 stammt.

Probenentnahmeort

ist die Rippe zwischen der Dämpfer- und Bremsenanbindung, entnommen wurde eine Probe pro Bauteil

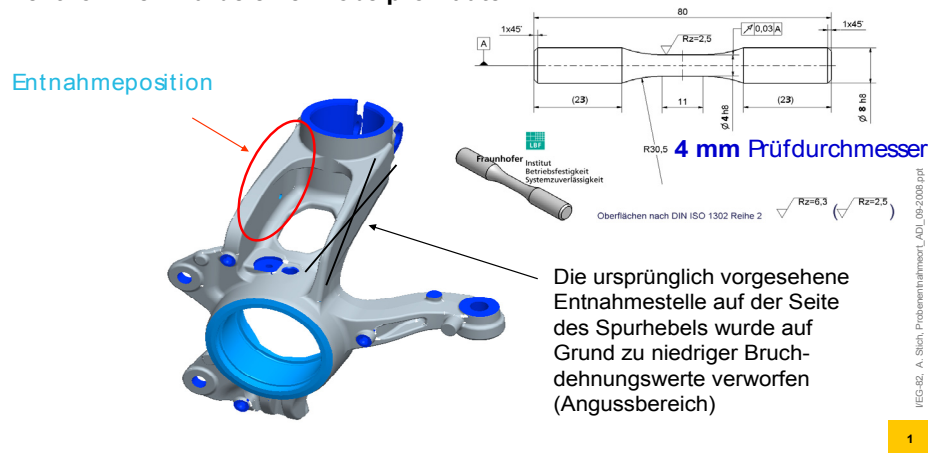


Abb. 54: Probenentnahme durch Audi AG für die Rundzugproben der Schwenklager-Chargen RK6, RK9 und UY1

2.6.2.5.1 Dehnratenabhängigkeit der Festigkeit- und Verformungskennwerte

Die ermittelten technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven sind für die Chargen RK6 und RK9 in **Abbildung 55** im direkten Vergleich dargestellt. Beide ADI 1000 Chargen zeigen wie beim Y3-Gusskörperwerkstoff mit zunehmender Dehnrates einen leichten Anstieg des Festigkeitsniveaus um etwa 100 MPa bei crashartiger Beanspruchung im Vergleich zu statischer Belastung.

Die in **Abbildung 56** dargestellten Bruchdehnungswerte nehmen bei Charge RK9 mit zunehmender Dehnrates im Mittel zu (bis auf einen Versuch mit bruchauslösendem Lunker), während die Werte von Charge RK6 ein Minimum bei mittlerer Dehnrates zeigen. Als Ursache für das Minimum konnten nach eingehender Überprüfung Fehlmessungen, Probenverwechslungen o.ä. weitgehend ausgeschlossen werden.

Zur Überprüfung wurde deshalb eine weitere Versuchsserie mit der Charge UY1 durchgeführt, die aus dem gleichen Los wie RK9 stammt. Die dabei ermittelten Bruchdehnungswerte sind ebenfalls in **Abbildung 56** eingezeichnet und bestätigen im Wesentlichen die Werte von Charge RK9. Beschränkt man sich auf die „verlässlichen“ Ergebnisse von RK9 und UY1, so lassen sich die Bruchdehnungswerte im einem einheitlichen, mit zunehmender Dehnrates ansteigenden Streuband zusammenfassen (**Abbildung 57**). Bei crashartiger Belastung erreichen diese ADI 1000 Chargen bei Zugfestigkeiten von fast 1100 MPa bemerkenswerte Bruchdehnungswerte von 20 - 25 %. Ein Minimum der Bruchdehnungswerte ist bei den beiden Chargen RK9 und UY1 nicht nachweisbar und bleibt eine ungeklärte Besonderheit der Charge RK6.

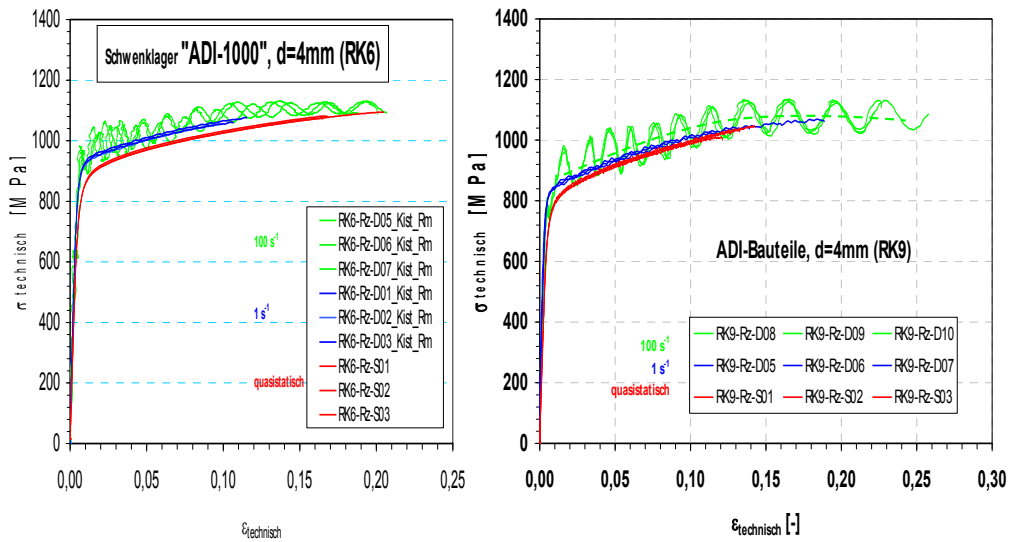


Abb. 55: Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der Chargen RK6 und RK9 jeweils drei Versuche bei jeder der drei nominellen Dehnraten

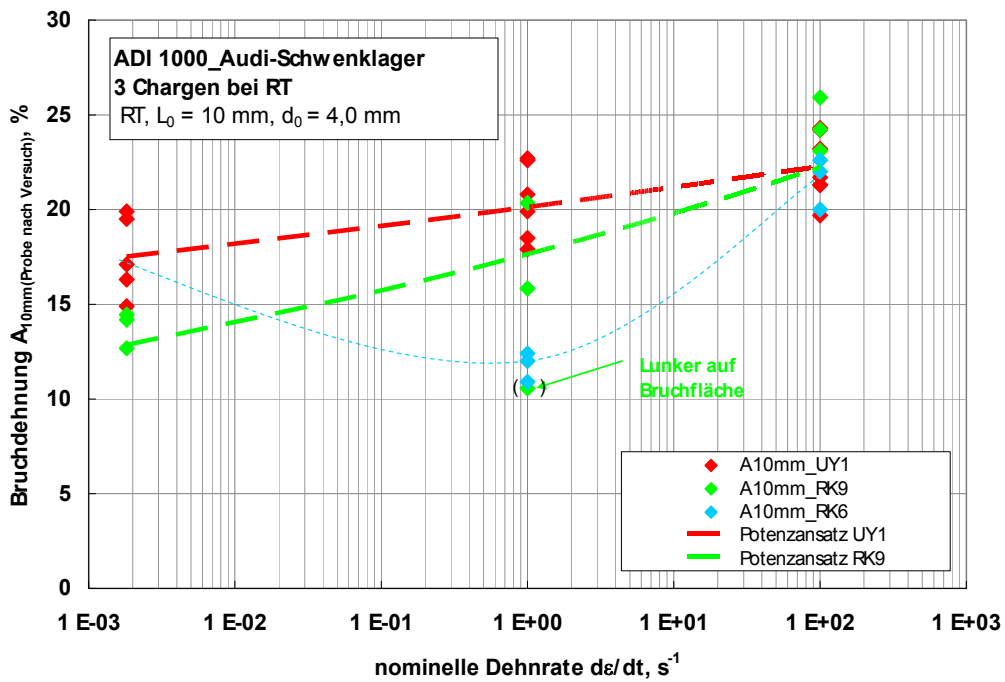


Abb. 56: Dehnratenabhängigkeit der Bruchdehnungswerte $A_{10\text{mm}}$ der Chargen RK6, RK9 und UY1

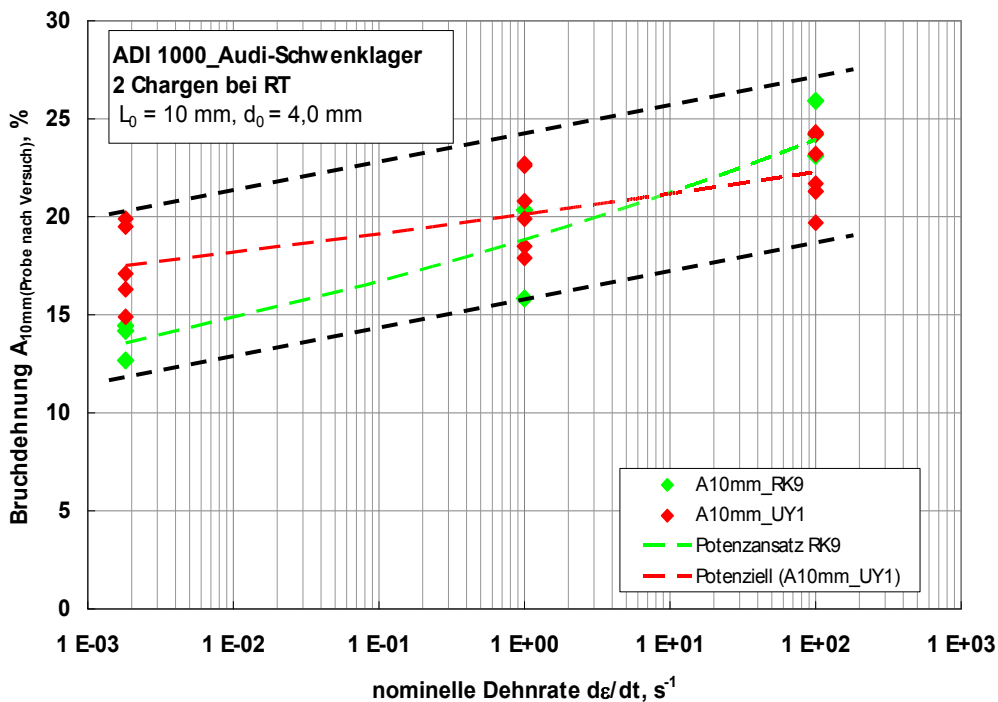


Abb. 57: Dehnratenabhängigkeit der „verlässlichen“ Versuchsergebnisse der beiden vergleichbaren Chargen RK9 und UY1 mit Ausferritierungstemperatur von 380 °C

2.6.2.5.2 Röntgenografische und metallografische Analysen (Charge RK9)

Das ungeklärte Bruchdehnungsminimum bei Charge RK6 war Auslöser für weiterführende röntgenografische Untersuchungen, die insbesondere eventuelle dehnratenabhängigen Umwandlungseffekte aufzeigen sollten.

So wurde bei Charge RK6 entsprechend **Abbildung 58** röntgenografisch der Austenitanteil im Gewindebereich einer unbelasteten, einer statisch und einer bei Dehnrate 10 s^{-1} belasteten Probe ermittelt. Dies ergab Austenitanteile von 30 - 40 %, also etwa so hoch wie im Randbereich der Y3-Gusskörper.

Demgegenüber lagen die auf den Bruchflächen ermittelten Austenitanteile der statisch und der bei den Dehnraten von 10 s^{-1} und 100 s^{-1} belasteten Proben mit Werten von 5 - 7 % deutlich niedriger und in etwa in dem Bereich wie bei den Bruchflächen der Randproben der Y3-Gusskörper (etwa 8 %).

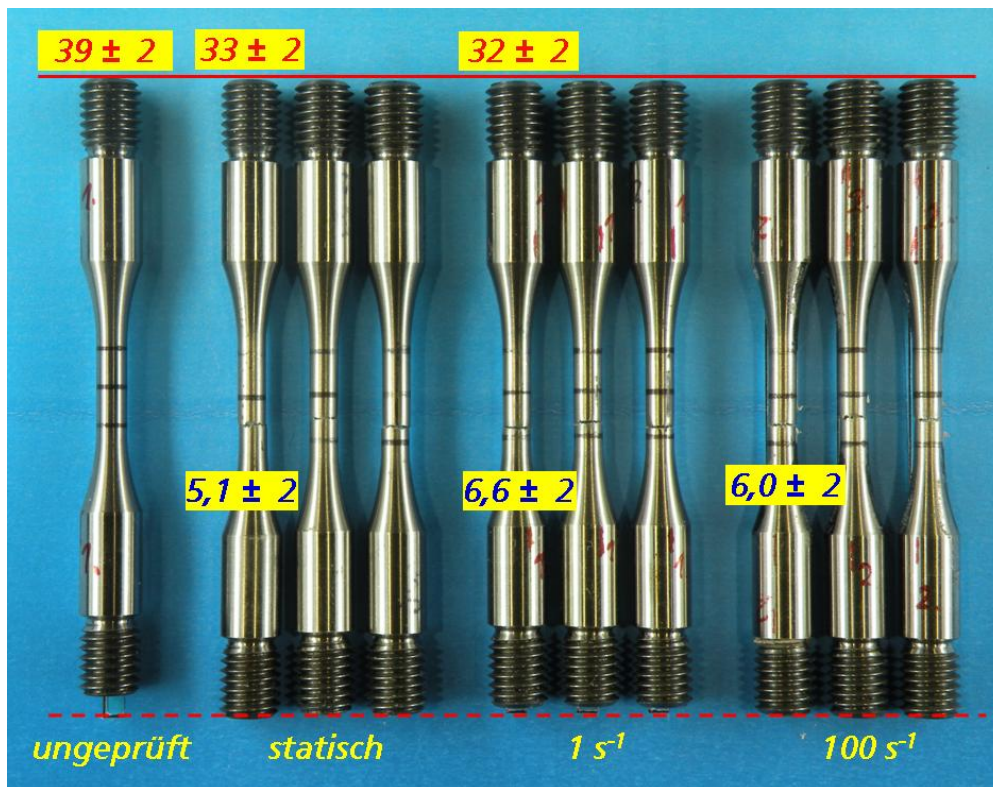


Abb. 58: Röntgenografisch bestimmter Austenitanteil bei Charge RK6 in den unbeanspruchten bzw. nur wenig beanspruchten Gewindeköpfen (ca. 35 %) und auf den Bruchflächen (ca. 5 - 7 %)

Diese Werte wurden übereinstimmend bei allen drei Dehnraten gefunden. Somit findet unabhängig von der Dehnrade eine Austenit-Umwandlung statt. Dabei handelt es sich vermutlich um eine Austenit-Martensit-Umwandlung, die als TRIP-Effekt (TRansformation Induced Plasticity = Umwandlungsplastizität [IWM3, IWM4]) bekannt ist und bei Stählen bereits gezielt genutzt wird, um hohe Festigkeitswerte bei gleichzeitig hohen Bruchdehnungen zu erreichen.

Die nachgewiesene Austenitumwandlung der untersuchten ADI-Werkstoffe lässt vermuten, dass dieser TRIP-Effekt hier ebenfalls wirksam ist und zu den beobachteten, guten Werkstoffeigenschaften führt.

Um die Veränderungen der Phasenanteile im Gefüge des ADI Gusses besser darzustellen, wurde jeweils eine Schliifprobe des Ausgangszustandes wie auch der mit 1s⁻¹ dynamisch geprüften Probe mittels EBSD (Electron Backscattered Diffraction = Rückstreuungselektronenbeugung) analysiert. Die mittels EBSD ermittelten Austenitgehalte stimmen dabei sehr gut mit den röntgenografisch ermittelten Phasenanteilen überein. Die EBSD-Analysen zeigen zudem deutlich, dass ein Großteil der ehemaligen metastabilen Austenitgebiete in Folge der Zug-Prüfung verformungsinduziert umwandeln, **Abbildung 59** und **Abbildung 60**.

Um zu überprüfen, ob hier ebenfalls eine diffusionslose Umwandlung des metastabilen Austenits in Martensit erfolgt ist (TRIP Effekt), wären weiterführende EBSD-Analysen notwendig.

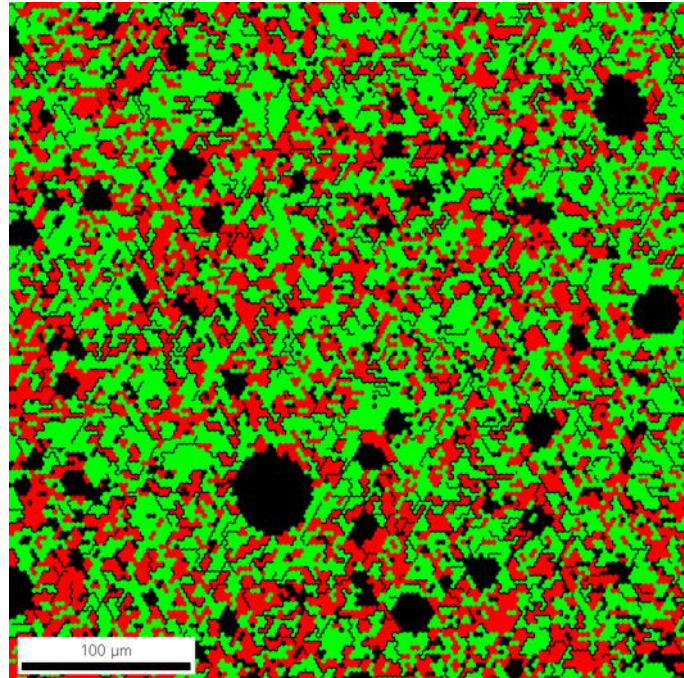


Abb. 59: Phasenverteilungsbild des Ausgangsgefüges der ungeprüften Probe RK6-Rz-D04
rot = Austenit, grün = Martensit/Ferrit, schwarz = Graphit, Austenitgehalt (EBSD) = 35%

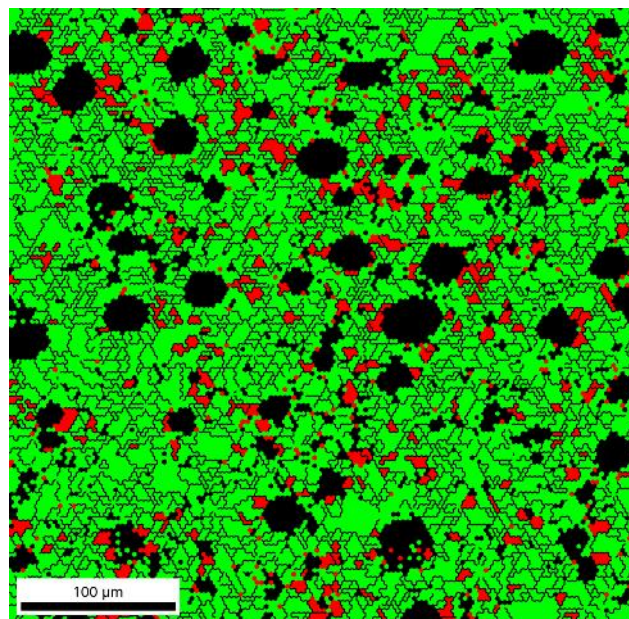


Abb. 60: Phasenverteilungsbild des Ausgangsgefüges der dynamisch ($1s^{-1}$) geprüften Probe RK6-Rz-D03
rot = Austenit, grün = Martensit/Ferrit, schwarz = Graphit. Austenitgehalt (EBSD) = 8,7%

2.6.2.6 Verformungs- und Festigkeitsverhalten des Radnaben Werkstoffs ADI 1000

Für die Untersuchungen eines weiteren ADI 1000 Schwenklager-Werkstoffs wurden von der MAN AG aus einer Radnabe Rundzug-Proben radial entnommen und nach IWM-Angaben mit einem Prüfdurchmesser von 5 mm endgefertigt und zur Verfügung gestellt. Die mit Hochgeschwindigkeitszugversuchen ermittelten technischen Spannungs-Dehnungs-Kurven sind in **Abbildung 61** im Vergleich zu den Ergebnissen der Schwenklager-Charge RK9 dargestellt. Die Festigkeits- und Verformungskennwerte liegen in beiden Fällen über den Norm-Mindestwerten für ADI 1000. Allerdings unterscheiden sich beide Chargen deutlich im Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurven: der Radnabenwerkstoff zeigt die steilere und kürzere Kurve, hat also eine höhere Verfestigung und geringere Bruchdehnungen.

Der Dehnrateneinfluss ist in beiden Fällen dahingehend ähnlich, dass bei höherer Dehnrates die Spannungen etwas höher liegen. Aber die Bruchdehnungswerte liegen beim Radnabenwerkstoff praktisch unabhängig von der Dehnrates bei etwa 7 – 10 %, während sie beim Schwenklagerwerkstoff mit zunehmender Dehnrates sogar zu nehmen und mit Werten bis etwa 25 % bei der höchsten untersuchten Dehnrates von 100 s⁻¹ insgesamt auf einem höheren Niveau liegen.

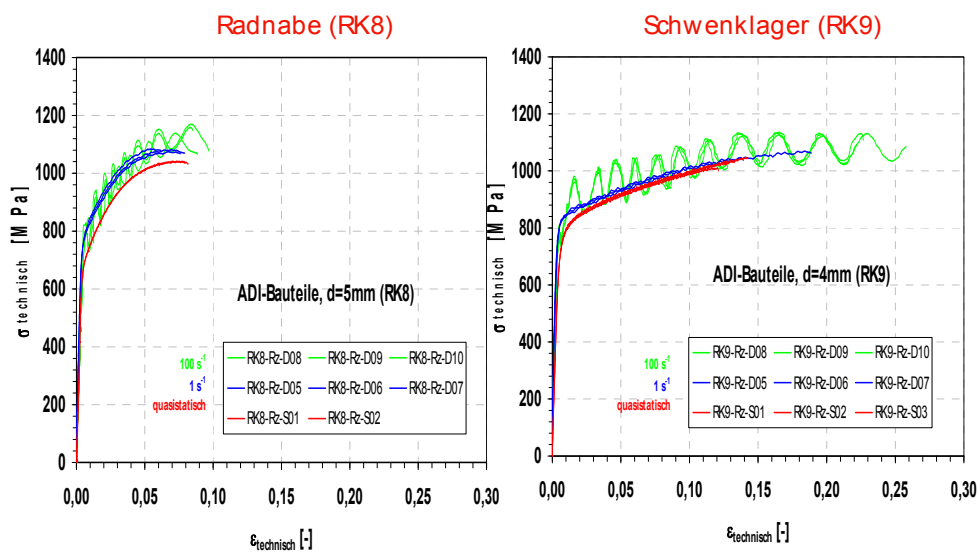


Abb. 61: Technische Spannungs-Dehnungs-Kurven der Chargen RK8 und RK9

2.6.2.7 Zusammenfassung der Werkstoffuntersuchungen

Im Fraunhofer IWM sind die verschiedenen ADI-Gussqualitäten durch die Bestimmung statischer und dynamisch-crashartiger Festigkeits- und Verformungskennwerte mit Hochgeschwindigkeitszugversuchen charakterisiert worden.

Insgesamt wurden 9 Chargen ADI Werkstoffe bei Raumtemperatur untersucht sowie eine Charge bei $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Die Rundzugproben für die Hochgeschwindigkeitszugversuche wurden direkt aus den 3 Bauteil-Typen: Y3-Gusskörper (ADI 1200), Schwenklager (ADI 1000) und Radnabe (ADI 1000) entnommen. Die Bestimmung der dehnratenabhängigen Kennwerte und der Spannungs-Dehnungs-Kurven erfolgte bei den drei nominellen Dehnraten $0,0018\text{ s}^{-1}$ (statisch), 1 s^{-1} (Impakt/Missbrauch) und 100 s^{-1} (Crash). Ergänzt wurden die Untersuchungen durch metallogafische und röntgenografische Analysen.

Wesentliche Ergebnisse sind:

Bei den dickwandigen Y3-Gusskörpern wurde eine deutliche Abnahme der Festigkeitswerte von Rand- zum Kernbereich des Gusskörpers hin festgestellt. Dies konnte bei diesem dickwandigen Bauteil durch röntgenografische Bestimmung des Austenitanteils auf eine nicht vollständige Ausferritisierung im Kernbereich zurückgeführt werden.

Die Festigkeitswerte lagen in der Regel über den für ADI 1000 bzw. ADI 1200 geforderten Mindestwerten. Sie nehmen mit zunehmender Dehnrates bei allen untersuchten ADI-Werkstoffen noch zu und liegen bei Dehnrates von etwa 100 s^{-1} um ca. 100 MPa bzw. 10% höher als bei statischer Belastung.

Die Bruchdehnungswerte betragen bei statischer Belastung mindestens 5% , oft über 10% und liegen damit über den Norm-Mindestwerten. Abgesehen von einer Charge mit ungeklärtem Bruchdehnungsminimum bei mittlerer Dehnrates zeigen die Bruchdehnungswerte mit zunehmender Dehnrates zumindest keine deutlich Abnahme sondern z.T. sogar einen bemerkenswerten Anstieg auf Werte von über 20% bei gleichzeitig hohen Zugfestigkeiten von rund 1100 MPa .

Die röntgenografischen Analysen lieferten bei zwei untersuchten Chargen den Nachweis, dass der Austenitanteil im endgefertigten Ausgangszustand etwa $30 - 40\%$ beträgt. Nach den statischen und auch den schnellen dynamischen Zugversuchen waren auf der Bruchfläche nur noch Austenitanteile von etwa $5 - 10\%$ nachweisbar. Es wurde also eine verformungsinduzierte, als TRIP-Effekt bekannte Phasenumwandlung nachgewiesen. Der bei der vermuteten Austenit-Martensit-Umwandlung zu erwartende erhöhte Martensitanteil konnte allerdings im Schlibbild weder optisch noch mittels EBSD eindeutig nachgewiesen werden.

Die ADI-Gusswerkstoffe bieten schon bei statischer Belastung hohe Festigkeiten bei gleichzeitig relativ hohen Bruchdehnungen. Die durchgeführten Untersuchungen bestätigen dies

auch für Missbrauchs- und Crashbelastungen, da bei zunehmender Dehnrates die Festigkeit zunimmt und die Bruchdehnung zumindest nicht abnimmt, z.T. sogar deutlich ansteigt.

Wenn die Prozesssicherheit gewährleistet werden kann, bieten diese Werkstoffe damit ein hohes Potenzial auch für den Einsatz bei sicherheitsrelevanten, potenziell Impakt- oder Crash-belasteten Automobilbauteilen.

Die ermittelten Ergebnisse stehen als Eingangsdaten für Impakt- und Crashsimulationen zur Verfügung.

Der praktische Umgang mit dem Werkstoff ADI zeigt häufig erhöhte Aufwendungen bei der mechanischen Bearbeitung und beim Erreichen der Werkstoffkennwerte. Die Überprüfung bei solchen Erscheinungen zeigt, dass es bei der Bearbeitung zu Gefügeumwandlungen im Bereich der Spanbildung kommt. So konnte die Bildung von unerwünschtem Martensit nachgewiesen werden, der im Bereich von Bohrungen eine Weiterbearbeitung nahezu unmöglich macht oder zumindest zu einem deutlich erhöhten Werkzeugverschleiß führt. Auch bei Festigkeitsprüfungen hat sich im Bereich des Bruches Martensit nachweisen lassen. Die Bildung von Martensit lässt sich dabei wie folgt erklären. Der im Gefüge vorliegende Austenit ist bei diesem Werkstoff allein durch die Übersättigung mit Kohlenstoff stabil.

Bei dickwandigen Gussstücken mit Wanddicken von mehr als 100mm und in Knotenpunkten von Gussstücken hat sich gezeigt, dass die Umwandlung in das gewünschte austenitisch/ferritische Gefüge nur teilweise oder gar nicht gelingt, und ein Mischgefüge mit Perlit oder vollständig Perlitisches Gefüge vorliegt. Wie im Projekt festgestellt wurde, zeigen die Mischgefüge jedoch Eigenschaften, die über denen von perlitischen Sphärogusswerkstoffen liegen. Weiterführende Untersuchungen zum Thema Eigenschaftsschwankung und zum Einfluss der Prozessparameter sind aber zwingend erforderlich, um Mischgefüge aus technischer Sicht nutzbringend einsetzen zu können.

Literatur

[IWM1] Böhme, W., Reissig, L., Hug, M., Meer, A., Reisacher, E.: Dehnratenabhängige Festigkeits- und Verformungs-Kennwerte zur Bewertung von ADI-Bauteilen unter Impakt-/Crashbelastung, Beitrag zum BMBF-Projekt LEA, Fraunhofer IWM, Bericht W3/2011, Freiburg (2011)

[IWM2] Böhme, W.: FAT-Richtlinie "Dynamische Werkstoffkennwerte für die Crashsimulation", Zeitschrift Materialprüfung, Materials Testing, Carl Hanser Verlag, München, Vol. 50 (4), S. 199-205 (2008)

[IWM3] Berns, H., Theisen, W.: Eisenwerkstoffe, Stahl und Gusseisen, 4. Auflage, Springer-Verlag, S. 170 f. (2008)

[IWM4] Bergmann, W.: Werkstofftechnik, Band 2, Werkstoffherstellung -- Werkstoffverarbeitung -- Werkstoffanwendung, 3. Auflage, Hanser-Verlag, S. 255 f. (2002)

2.7 Bauteilverhalten und Betriebsfestigkeiten von ADI

Zur Beurteilung des bauteilgebundenen Werkstoffverhaltens wurden die zur Bewertung der Betriebsfestigkeit relevanten Belastungen experimentell simuliert. Die Untersuchungen wurden jeweils analog für beide Varianten des ADI, die erste und die optimierte Bauteilvariante durchgeführt. Es wurde sowohl das Schwenklager als auch die Nabe untersucht. Die Bauteile wurden schlagartigen und zyklischen Belastungen ausgesetzt. Bei den zyklischen Belastungen wurde ferner unterschieden in Belastungen mit konstanter Amplitude und variablen Betriebsbelastungen sowie variablen Belastungen mit vorhergehenden Sonderlasten. Diese unterschiedlichen Belastungsarten ermöglichen eine genaue Analyse der Bauteilgrenzen und eine Aussage über die anzusetzende Schadenssumme bei der Schädigungsbewertung.

2.7.1 Bauteilschädigung unter zyklischer Belastung

Die experimentellen Versuche lassen sich wie folgt gliedern:

- Nabe - Schlagversuche der ursprünglichen und der optimierten Variante.
- Nabe - ZWARP Erprobung der ursprünglichen und der optimierten Variante.
- Schwenklager - Schlagversuche der ursprünglichen und der optimierten Variante.
- Schwenklager – zyklische Versuche der ursprünglichen und der optimierten Variante.

2.7.1.1 Nabe - Schlagversuche der ursprünglichen und der optimierten Variante

Ziel der virtuellen Untersuchungen des Fallversuchs war die Einschätzung der Fallhöhe und der Masse des Fallgewichts, bei dem ein Bruch der Nabe auftreten kann. Da es sich bei der zu untersuchenden Baugruppe um eine Baugruppe eines hochbelasteten geländegängigen Nutzfahrzeuges handelt, war zu erwarten, dass die zur Verfügung stehenden Versuchseinrichtungen überbelastet würden, sofern die im Betrieb verwendete Baugruppe getestet würde. Daher wurden mittels Finiter Element Methode Voruntersuchungen durchgeführt, durch welche die erforderlichen Lasthöhen, welche einen Bruch hervorrufen, festgelegt werden konnten.

Dazu wurde eine reduzierte Baugruppe modelliert (**Abbildung 62**). Ähnlich wie in den Voruntersuchungen zu den zweiachsialen Radversuchen, wurde die Baugruppe ohne Planetenradträger und Bremsstrommel untersucht. Es wurden rechnerische Untersuchungen mit und ohne Felgenhorn durchgeführt sowie mit verringerter Anzahl von Schrauben am Radflansch.

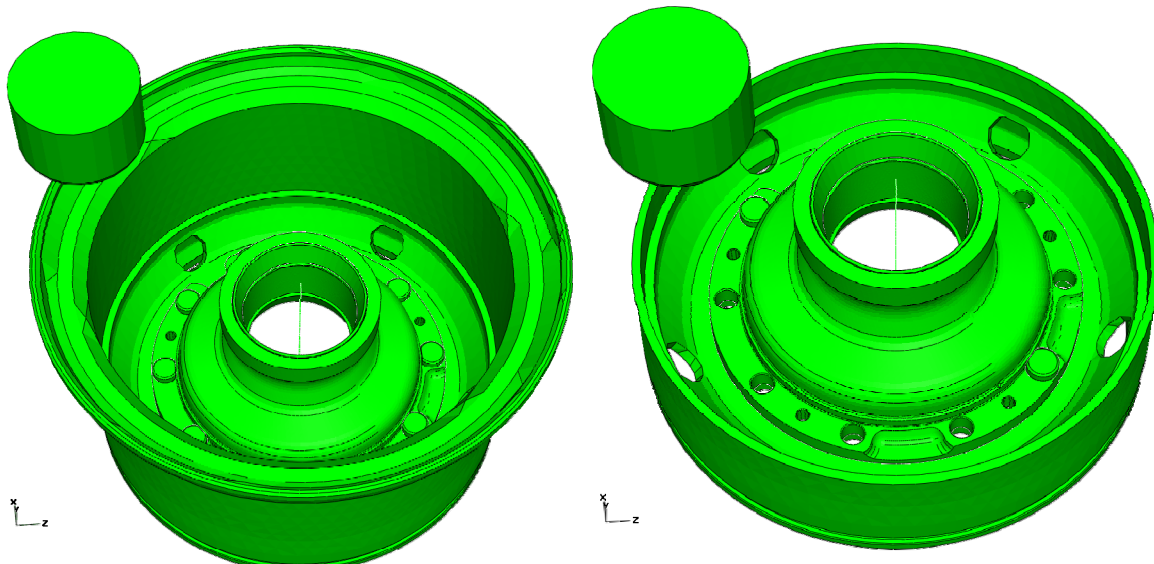


Abb. 62: Modelle zum virtuellen Testen der Rad-Nabebaugruppe

Bruchbereich sowie Fallgewicht und Fallhöhe, durch die ein Bruch zu erwarten sind konnten im Vorfeld der Versuche abgeschätzt werden (**Abbildung 63**). Die Werkstoffkennwerte der Nabe wurden anhand von elastisch-plastischen Spannungs-Dehnungskurven, den Kennwerten von Zugversuchen und von Kerbschlagbiegeversuchen angepasst. Dabei wurden günstige Werkstoffeigenschaften für die Nabe gewählt, um einen späteren realen Versuch erfolgreich durchführen zu können. In den Untersuchungen der Baugruppe, welche nur 2 Schrauben verwendet wurden, wurde das Bruchverhalten der Schrauben ebenso modelliert, um ein Reißen der Schrauben vor dem Bruch der Nabe beurteilen zu können. Die elastisch-plastischen Eigenschaften des Rades wurden geschätzt.

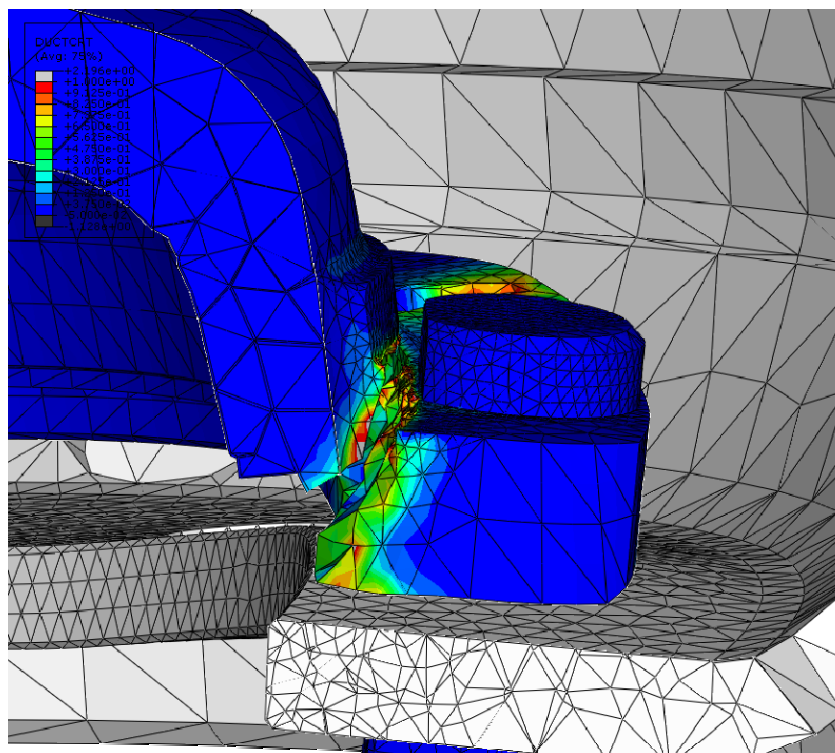


Abb. 63: Berechneter Bruchbereich im Modell zum virtuellen Testen

Modell	M[kg]	H[m]	Werkstoff				Schädigung		Bemerkung
			Nabe	W	Bolzen	W	an Nabe	am Bolzen	
bet10_v6	150	4	GJS 800	10 J	34CrNiMo6	18 J	Bruch	1	mit Felgenhorn; Bolzen kein Anriss
bet10_v7	150	4	GJS 1000	10 J	34CrNiMo6	18 J	Bruch	1	mit Felgenhorn; Bolzen kein Anriss
bet10_v8	50	4	GJS 1000	10 J	34CrNiMo6	18 J	Anriss	0.461223	mit Felgenhorn
bet10_v9	75	4	GJS 1000	10 J	34CrNiMo6	18 J	Anriss	0.523574	mit Felgenhorn
bet10_v10	100	4	GJS 1000	10 J	34CrNiMo6	18 J	Anriss	0.549561	mit Felgenhorn
Tet10_v11	125	4	GJS 1000	10 J	34CrNiMo6	18 J	Anriss	0.795395	mit Felgenhorn

Tabelle 13: Auszug Fallhöhen (H in m) und Massen der Fallgewichte (M in kg) als Resultat der Simulationen zum virtuellen Testen

Um das Bruchverhalten der unterschiedlichen Werkstoffe der Nabe unter schlagartiger Belastung beurteilen zu können, wurden auf Basis der Ergebnisse des virtuellen Testens am LBF Fallhammerversuche durchgeführt. Um mit diesen Versuchen den gleichen Bereich der Nabe wie bei den Betriebsfestigkeitsversuchen im ZWARP anzusprechen (Radius Schraubenkopfsicherung) und einen eindeutigen in diesem Falle mehrachsigen Zugspannungszustand an der Nabe während des Versuchs zu erreichen, wurden die Naben nicht wie sonst üblich auf dem Achsschenkel/Lagerverbund, sondern über einen extra gefertigten Dorn und eine entsprechende Klemmung „über Kopf“ aufgespannt, **Abbildung 64**. Die Krafteinleitung durch das Fallhammergewicht und einen Stempel erfolgte über das innere Felgenhorn des Rades. Um ein Versagen der Nabe im gewünschten Bereich und mit den Möglichkeiten der Versuchseinrichtung sicherzustellen, wurde das Rad nur mit zwei gegenüberliegenden Schrauben aufgespannt.



Abb. 64: Versuchsaufbau (links) und Versagen unter schlagartiger Belastung (rechts)

Es wurden 2 Versuchsserien durchgeführt:

1. Serie: Werkstoff GJS 600 (mit spezieller Wärmebehandlung), - Ausnahme: 1 Versuch mit GJS 600 ohne Wärmebehandlung – **Tabelle 14**

2. Serie: ADI Abguss mit Wärmebehandlung – **Tabelle 15**

Vers. Nr.	Fallhammergewicht [kg]	Fallhöhe [m]	Material	Schlagenergie [J]	Verformungsarbeit [J]	Umgebungstemperatur	Bemerkung
1	100	3,5	GJS 600 (wärmebehandelt)	3430	nicht auswertbar	RT	Totalbruch am Flansch
2	100	2,0	GJS 600 (wärmebehandelt)	1960	nicht auswertbar	RT	Kein Bruch, kein Anriss
3	100	2,5	GJS 600 (wärmebehandelt)	2450	nicht auswertbar	RT	Totalbruch am Flansch
4	100	2,2	GJS 600 (wärmebehandelt)	2156	nicht auswertbar	RT	Totalbruch am Flansch
5	100	2,2	GJS 600 (wärmebehandelt)	2156	2150	RT	Totalbruch am Flansch
6	100	2,2	GJS 600	2156	2000	RT	Totalbruch am Flansch
7	100	2,2	GJS 600 (wärmebehandelt)	2156	1325	-40°C	Totalbruch am Flansch, vorne und hinten
8	100	2,2	GJS 600 (wärmebehandelt)	2156	1275	-40°C	Totalbruch am Flansch, vorne und hinten

Tabelle 14: Ergebnisse der Schlagversuche Nabe Serie 1

Vers. Nr.	Fallhammergewicht [kg]	Fallhöhe [m]	Material	Schlagenergie [J]	Verformungsarbeit [J]	Umgebungstemperatur	Bemerkung
1	100	2,2	ADI Abguss	2150	1720	RT	Kein Bruch, kein Anriss
2	100	2,5	ADI Abguss	2450	2000	RT	Kein Bruch, kein Anriss
3	100	2,8	ADI Abguss	2750	2100	RT	Kein Bruch, kein Anriss
4	100	3,1	ADI Abguss	3050	2940	RT	Totalbruch am Flansch
5	100	3,0	ADI Abguss	2950	2630	RT	Totalbruch am Flansch
6	100	3,0	ADI Abguss	2950	2450	RT	Totalbruch am Flansch
7	100	3,0	ADI Abguss	2950	2000	-40°C	Totalbruch am Flansch,

Tabelle 15: Ergebnisse der Schlagversuche Nabe Serie 2

Die Versuche wurden unter Raumtemperatur wie auch unter einer Temperatur von $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ durchgeführt. Die aufgetretenen Schäden wurden dokumentiert, siehe exemplarisch **Abbildung 65a** und die Kraft- bzw. Wegverläufe ausgewertet, siehe exemplarisch **Abbildung 65b**, jeweils für Versuch 6 / Serie 2.

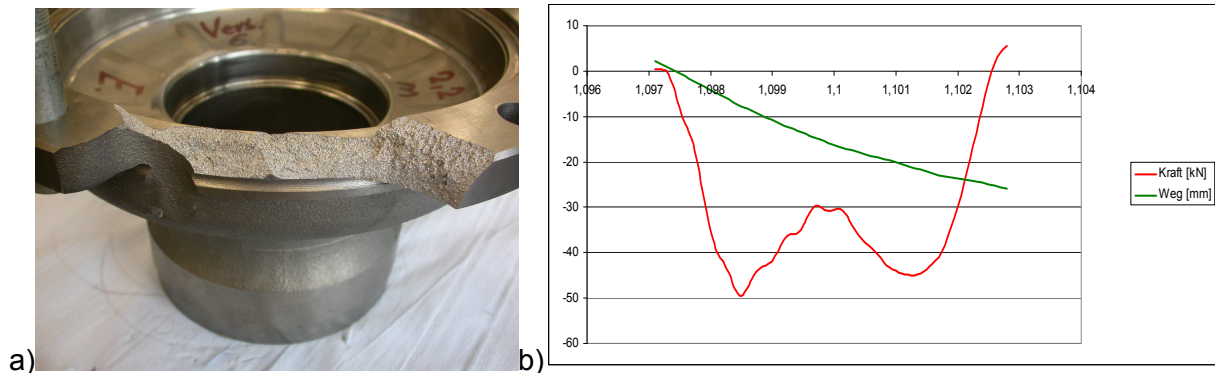


Abb. 65: Schadensdokumentation (a) und Messwertauswertung (b) für Versuch 6 der Serie 2

2.7.1.2 Nabe - ZWARP Erprobung der ursprünglichen und der optimierten Variante

Aus vergangenen Untersuchungen der Betriebsfestigkeit an Nabenkonstruktionen ähnlicher Bauart war bekannt, dass die Naben von geländegängigen schweren Nutzfahrzeugen einen zweiaxialen Radprüfstand großer Bauart vollständig auslasten können. Da man an ADI Naben mit einer höheren Schwingfestigkeit rechnen musste, wurde ein Versuchsaufbau simuliert, der zu höheren Beanspruchungen an der Nabe führen sollte. In rechnerischen Voruntersuchungen wurde der Anrissort festgestellt und die Überhöhung der örtlichen Beanspruchungen an der Nabe durch Weglassen der Anbauteile Bremstrommel und Planetenradträger abgeschätzt (**Abbildung 66**).

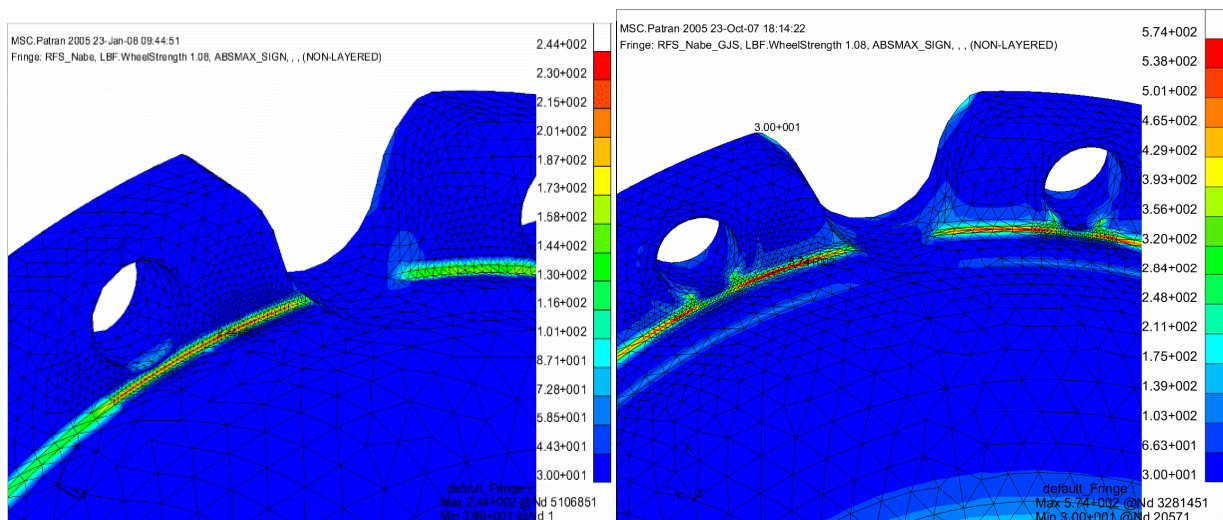


Abb. 66: Erforderliche Schingfestigkeiten (RFS) an der Nabe mit (links) und ohne (rechts) Planetenradträger und Bremstrommel Schadensdokumentation

In den Berechnungen ergaben sich beispielsweise für den Lastfall Kurvenfahrt mit Anbauteilen $\sigma_{1,a} = 405 \text{ MPa}$ und ohne Anbauteile $\sigma_{1,a} = 978 \text{ MPa}$; daraus ergibt sich eine Erhöhung der Spannungsamplitude von Faktor 2,41 im Lastfall Kurvenfahrt durch Weglassen der Anbauteile Planetenradträger und Bremstrommel. In den Berechnungen wurde eine erforderliche Schwingfestigkeit der Nabe ohne Anbauteile (vergleichbar dem Versuchsaufbau) von $RFS = 574 \text{ MPa}$ berechnet. Erfüllt ein Versuch an der Nabe die Bemessungsbedingungen ohne Anriss zu 100%, liegt eine Schwingfestigkeit von $\sigma_{1,a} = 574 \text{ MPa}$ am Abknickpunkt von $N_k = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen und einer Ausfallwahrscheinlichkeit von $P\ddot{U} = 50\%$ vor.

Legt man die berechneten RFS Werte einer inversen Abschätzung der Schwingfestigkeit anhand der Versuche am wärmebehandelten GJS-600 zu Grunde (siehe unten), so ergibt sich für die Nabe eine örtliche Schwingfestigkeit von etwa $\sigma_{\text{örtl., zul}} = 540 \text{ MPa}$ bei $N_k = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen und $P\ddot{U} = 50\%$. Dabei wurde von einer Neigung der Bauteilwöhlerlinie von $k = 6$ ausgegangen. Bei der Interpretation der Ergebnisse ist zu bedenken, dass die Risse, für welche die Laufzeiten ermittelt wurden, bereits signifikant in den Flansch fortgeschritten waren. Unabhängig davon wären die ermittelten Laufzeiten Grundlage einer Freigabeprozedur im Zweiachsialen Radprüfstand (ZWARP) gewesen. Die detektierten Risse an den Naben aus wärmebehandelten GJS-600 sind auch signifikant größer ($a_{\text{Mittel}} = 9 \text{ mm}$) als an den ADI Naben mit optimierter ADI Legierung ($a_{\text{Mittel}} = 2,7 \text{ mm}$), obwohl die gleichen Intervalle der Farbeindringprüfung gewählt wurden (siehe unten). Für die durchschnittliche Laufzeit von 40% der Naben aus der optimierten ADI Legierung ergibt sich eine örtliche ermittelte Schwingfestigkeit von etwa $\sigma_{\text{örtl., zul}} = 490 \text{ MPa}$ bei $N_k = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen und $P\ddot{U} = 50\%$, zieht man die Ergebnisse der Simulation in Betracht.

Um den Einfluss der unterschiedlichen Werkstoffe der Nabe auf die Bauteillebensdauer unter Betriebslasten quantifizieren zu können, wurden am LBF Betriebsfestigkeitsversuche in der Zweiachsialen Rad-/Nabenprüfeinrichtung, dem sog. ZWARP, durchgeführt (**Abbildung 67**). Hierbei erfolgt die zweiachsiale Belastung der Radnabe in einer rotierenden Innentrommel als Fahrbahnersatz – das entspricht einer Bewegungsumkehr bei sonst dem Fahrbetrieb gleichartigen Belastungsmechanismen.

Das für die Erprobung der hier betrachteten Radnabe entwickelte ZWARP-Lastprogramm hat die speziellen Randbedingungen hinsichtlich der möglichen Erprobungsdauer gerade bei Bauteilen aus ADI-Guss zu berücksichtigen. In früheren Arbeiten an der Forschungsstelle wurde bereits die Verbesserung der Lebensdauer solcher Bauteile herausgestellt – gerade bei variabler Belastungsamplitude. Deshalb wurden die Anbauteile Planetenradträger und Bremstrommel entfernt und damit ein grundsätzlich deutlich höheres Beanspruchungsniveau eingestellt. In einer im Vorfeld vergleichenden experimentellen Beanspruchungsanalyse an einer Radnabe in EN-GJS-600-3 wurde im versagenskritischen Bauteilquerschnitt – im Bereich des Radius zum Bolzenkopf – eine Vergrößerung der Spannungsamplituden um den Faktor 2,35 gemessen, wenn die Anbauteile demontiert waren. Damit wurde die bereits in

der rechnerischen Simulation quantifizierte Beanspruchungserhöhung durch das Weglassen des Planetenradträgers und der Bremstrommel nahezu exakt bestätigt.



Abb. 67: ZWARP Bauart „N“ – Nfz Räder und Radnaben bis 30“ Raddurchmesser

In der ZWARP-Erprobung wurden dann auch sehr frühzeitig entsprechende Ermüdungsschäden mittels des Farbeindringverfahrens festgestellt. Im Rahmen eines Referenzversuchs mit der Nabenausführung in EN-GJS-600-3 (Serienwerkstoff) wurden nach 10% Versuchslaufzeit im bekannten versagenskritischen Bereich des Radius zum Bolzenkopf Risse festgestellt, die zu diesem Zeitpunkt als Ermüdungsschäden und damit als frühzeitiges Versuchende dokumentiert wurden (**Abbildung 68**).

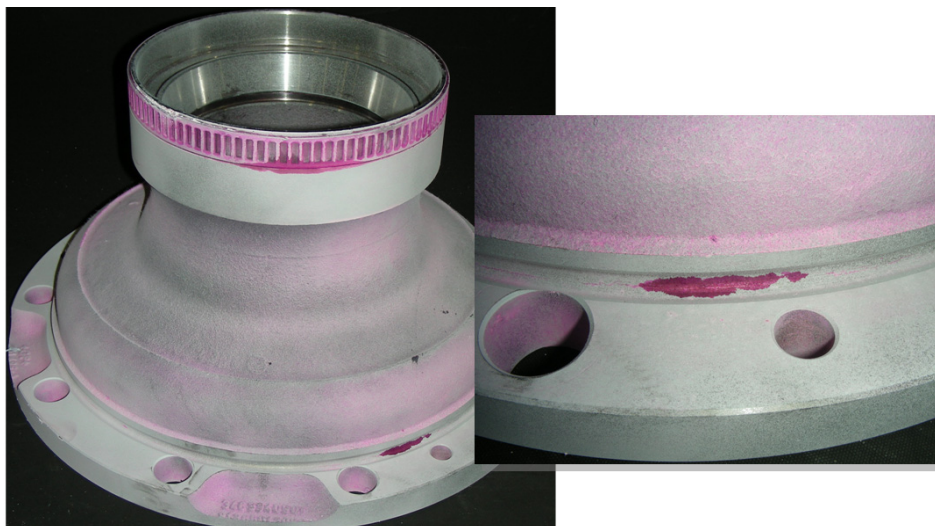


Abb. 68: Ermüdungsschäden in der ZWARP-Erprobung, GJS 600 Nabe

In der Zusammenfassung kann also die Größenordnung der bereits rechnerisch vorhergesagten Beanspruchungserhöhung durch den Wegfall der Anbauteile bestätigt werden. Weiterhin ergibt sich hierdurch keine von der kompletten Baugruppenerprobung grundsätzlich andere Bruchlage, sondern weiterhin ein Versagen durch Anrisse im Bereich des Radius am Radträgerflansch auf der Bolzenkopfseite. Die durch den Wegfall der Anbauteile deutlich erhöhte örtliche Beanspruchung sorgt bei der BauteilAusführung in EN-GJS-600-3 für einen sehr frühzeitigen Ausfall und wird durch die Varianten in ADI vergleichsweise bewertet werden können.

Es wurden zwei Versuchsserien an wärmebehandelten Naben durchgeführt:

1. Serie: Werkstoff GJS 600 (mit Wärmebehandlung) – **Tabelle 16, Abbildung 69**

2. Serie: ADI Legierung – **Tabelle 17, Abbildung 69**

Vers. Nr.	Versuchslaufzeit [%]	Bemerkung
1	10	Ohne sichtbare Anrisse
	30	Ohne sichtbare Anrisse
	40	Ohne sichtbare Anrisse
	60	Risse detektierbar, Abbildung 70 a und b
2	40	Ohne sichtbare Anrisse
	50	Ohne sichtbare Anrisse
	60	Ohne sichtbare Anrisse
	75	Ohne sichtbare Anrisse
	100	Ohne sichtbare Anrisse
	140	Ohne sichtbare Anrisse
	160	Ohne sichtbare Anrisse
	180	Risse detektierbar, Abbildung 71 a und b
3	38	Risse detektierbar, Abbildung 72 a und b

Tabelle 16: Ergebnisse der ZWARP-Versuche Nabe Serie 1

Vers. Nr.	Versuchslaufzeit [%]	Bemerkung
1	10	Ohne sichtbare Anrisse
	30	Ohne sichtbare Anrisse
	40	Risse detektierbar, Abbildung 73 a und b
2	10	Ohne sichtbare Anrisse
	30	Ohne sichtbare Anrisse
	40	Risse detektierbar, Abbildung 74 a und b
3	10	Ohne sichtbare Anrisse
	30	Ohne sichtbare Anrisse
	40	Risse detektierbar, Abbildung 75 a und b

Tabelle 17: Ergebnisse der ZWARP-Versuche Nabe Serie 2

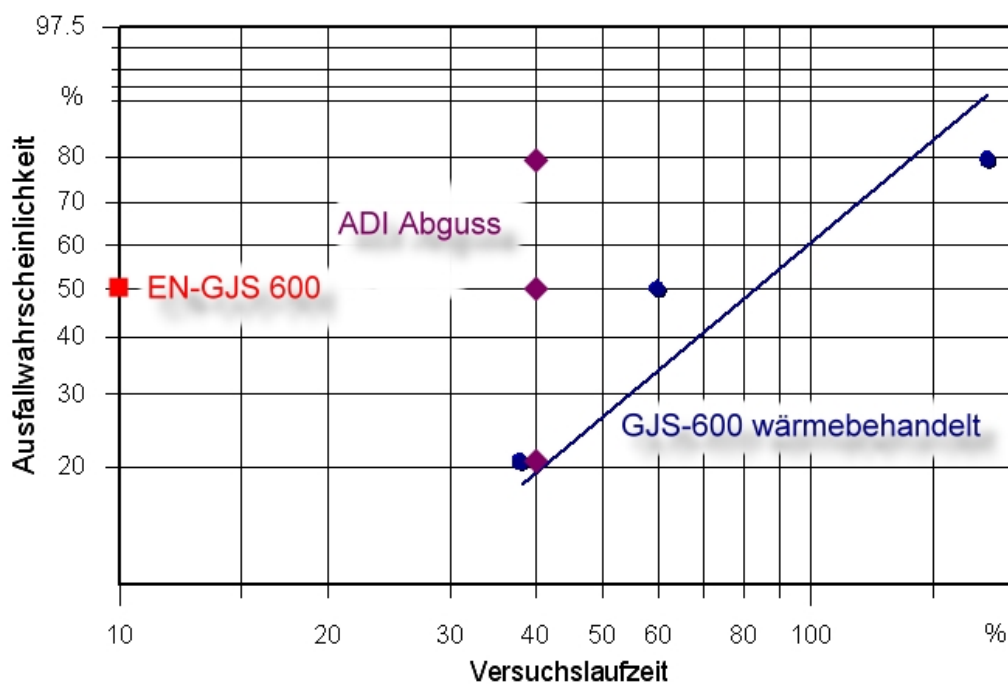


Abb. 69: Ergebnisübersicht der ZWARP-Versuche

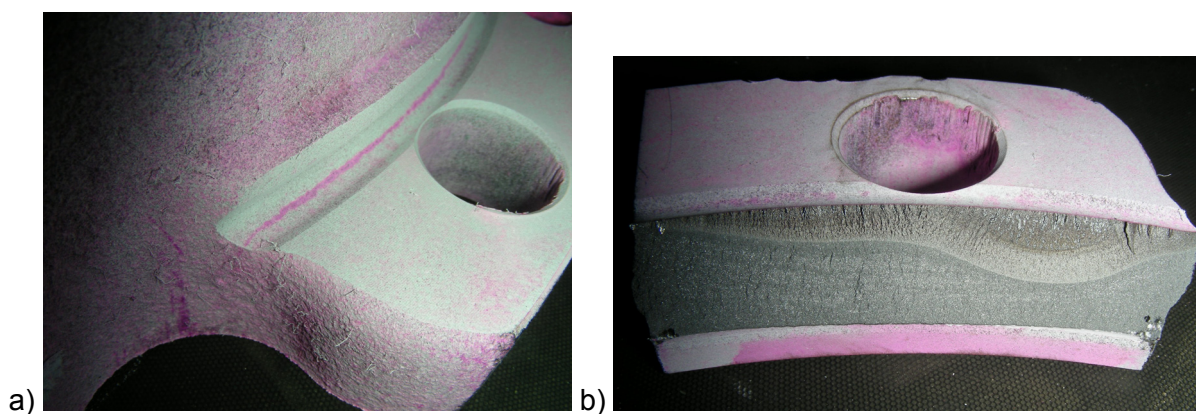
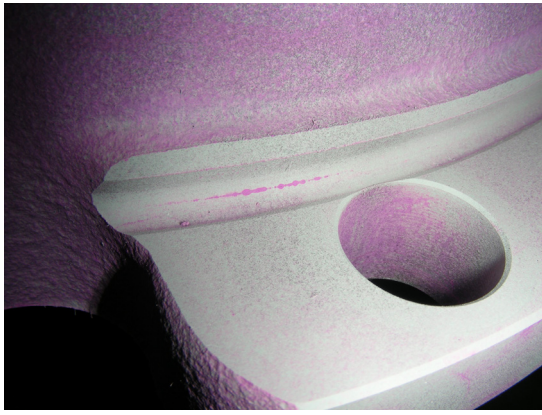
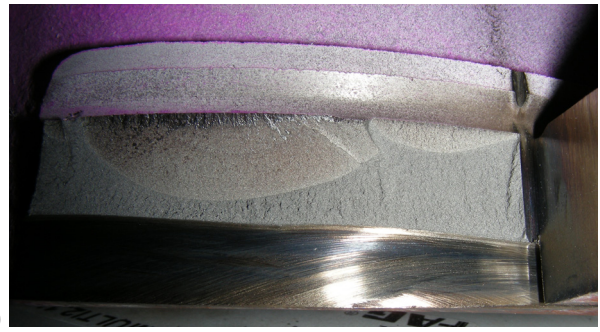


Abb. 70: 1. Serie, Versuchs-Nr. 1 (Max. Risstiefe: ca. 9,0 mm)



a)



b)

Abb. 71: 1. Serie, Versuchs-Nr. 2



a)

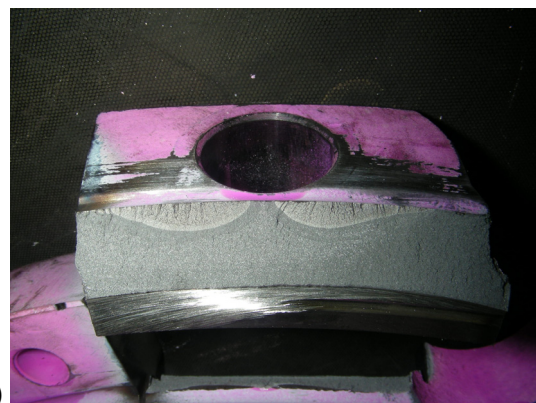


b)

Abb. 72: 1. Serie, Versuchs-Nr. 3 (Max. Risstiefe: ca. 5,5 mm)



a)



b)

Abb. 73: 2. Serie, Versuchs-Nr. 1 (Max. Risstiefe: ca. 3,5 mm)

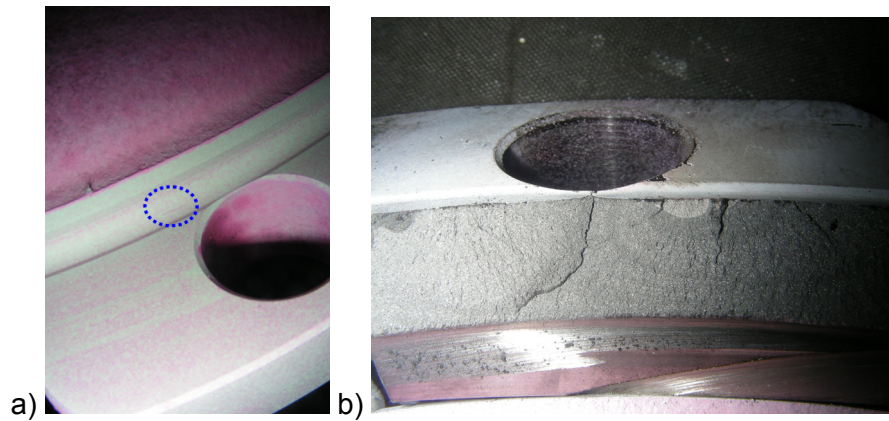


Abb. 74: 1. Serie, Versuchs-Nr. 2 (Max. Risstiefe: ca. 2,0 mm)

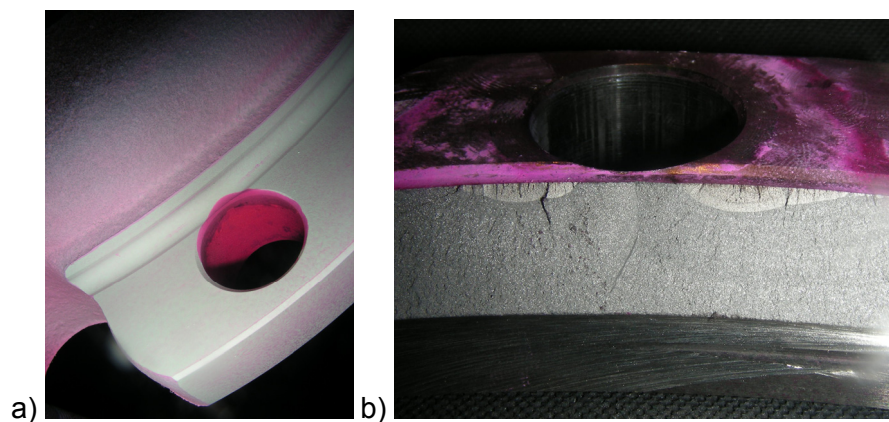


Abb. 75: 1. Serie, Versuchs-Nr. 3 (Max. Risstiefe: ca. 2,5 mm)

2.7.1.3 Schwenklager - Schlagversuche der ursprünglichen und der optimierten Variante

Ziel der Untersuchung ist, dass Verformungsverhalten der Schwenklager PQ 24 aus ADI Guss unter schlagartiger Belastung bei Umgebungstemperatur zu ermitteln und deren Verhalten in Größen der aufgenommenen Verformungsenergie, der Bruchkraft und des Verformungsverhaltens darzustellen. Hierzu wurde eine geeignete Kräfteinleitung angefertigt werden. Die Versuche wurden sowohl unter Raumtemperatur als auch bei -40°C durchgeführt.

Prüfobjekte waren jeweils linke Schwenklager des Typs PQ 24 15". Die Prüfobjekte wurden dem LBF durch Lieferung der Audi AG zur Verfügung gestellt.

Für die Schlagversuche wurde ein Fallhammerprüfstand verwendet. Der Prüfstand (**Abbildung 76**) besteht aus einem senkrecht stehenden Rahmen mit Führungen, in dem ein Gewicht nach dem Auslösen aus einer bestimmten Fallhöhe ein auf dem Fundament aufgespanntes Prüfteil trifft. Die Fallgeschwindigkeit wird unmittelbar vor dem Auftreffen aus dem Abstandssignal des Fallgewichtes vom Prüfteil errechnet. Während des Verformungsvor-

gangs werden die eingeleiteten Kräfte mittels einer Kraftmessdose und der Wegverlauf des Fallgewichtes durch einen optischen Wegaufnehmer berührungslos ermittelt. Vor Versuchsbeginn kann das Fallhammergewicht sowie die Fallhöhe variiert werden, um so die eingeleitete Energiemenge an den Prüfling und die geforderten Randbedingungen anzupassen.

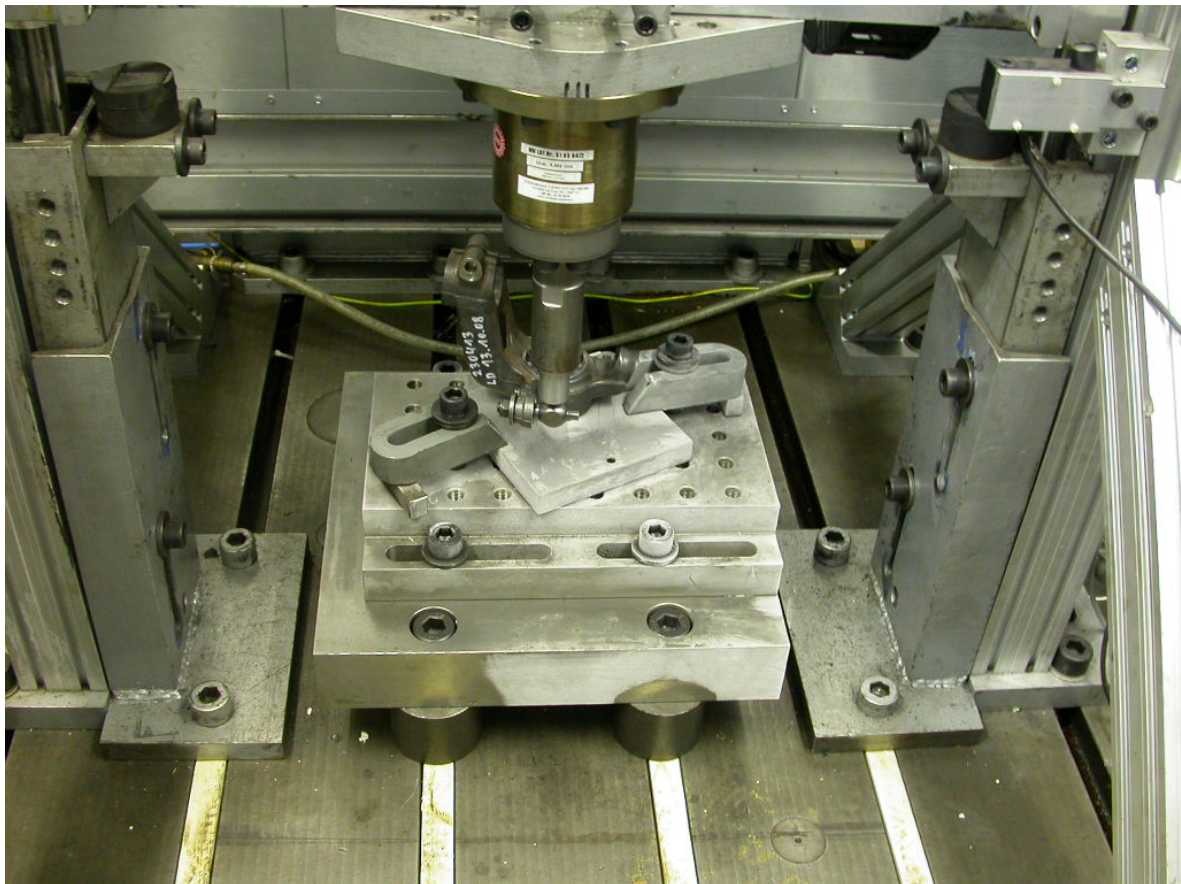


Abb. 76: Versuchsaufbau Schlagversuche Schwenklager

Die Schwenklager wurden mittels der Klemmung im Lagersitz aufgenommen und an der Aufspannvorrichtung befestigt. Danach wurde die Krafteinleitung an der Lenkhebelaufnahme der Schwenklager montiert. Das Fallgewicht mit dem daran angebrachten Kraftaufnehmer wurde auf die Krafteinleitung aufgesetzt. Der Krafteinleitungswinkel wurde für die Untersuchungen als senkrecht zur Lagerebene definiert. Die Krafteinleitung erfolgte über einen vom LBF konstruierten konischen Bolzen mit Kugelansatz über die Lenkungsanbindung von den Fahrzeugmitte aus. Um eine hohe messbare Verformungsarbeit zu erreichen, wurde in Vorversuche zunächst iterativ die Schlagenergie bestimmt, bei der das Schwenklager gerade vollständig durch Bruch versagt. Durch die vorbereitenden Versuche konnten ebenfalls Schlagenergien aufgebracht werden, welche nur eine plastische Verformung der Anbindung zur Spurstange bewirken. Für die Versuche unter -40°C wurde das Schwenklager im aufgespannten Zustand im Prüfaufbau mittels flüssigem Stickstoff in einer Kühlkammer abgekühlt.

Über eine Kernbohrung im Schwenklager und einen eingebrachten Temperaturfühler wurde sichergestellt, dass der Bauteil vollständig auf die -40°C durchgekühlt war, **Abbildung 77**.



Abb. 77: Kühlkammer und Messung der Kerntemperatur

Die Fallhöhen variierten zwischen 0,5 und 1,5m und die Fallhammergewichte betragen zwischen 75 und 90kg.

Es wurden 2 Versuchsserien durchgeführt:

1. Serie: Werkstoff ADI ursprüngliche Variante – **Tabelle 18**

2. Serie: Werkstoff ADI Variante mit optimierter Wärmebehandlung – **Tabelle 19**

Vers. Nr.	Fallhammergewicht [kg]	Fallhöhe [m]	Material	Schlagenergie [J]	Verformungsarbeit [J]	Umgebungstemperatur	Max. Verformung unter Belastung [mm]	Bemerkung
1	90	1,5	ADI	1324	391	RT		Bruch
2	75	0,5	ADI	368	297	RT	12,4	kein Anriss
3	75	0,9	ADI	662	553	RT		Bruch
4	75	0,7	ADI	515	441	RT	14,8	Kein Anriss
5	75	0,9	ADI	662	554	RT		Bruch
6	75	0,9	ADI	662	580	RT		Bruch
7	75	0,9	ADI	662	432	-40°C		Bruch
8	75	0,9	ADI	662	461	-40°C		Bruch

Tabelle 18: Ergebnisse der Schlagversuche Schwenklager Serie 1

Vers. Nr.	Fall-hammer-gewicht [kg]	Fallhöhe [m]	Material	Schlag-energie [J]	Verformungsarbeit [J]	Umgebungs-temperatur	Max. Verformung unter Belastung [mm]	Bemerkung
1	75	0,9	ADI	662	583	RT	20,6	kein Anriss
2	75	1,0	ADI	734	580	RT		Bruch
3	75	1,0	ADI	734	583	RT		Bruch
4	75	0,7	ADI	515	509	RT		Bruch
5	75	0,7	ADI	515	468	RT	16,6	Anriss
6	75	0,9	ADI	662	563	RT		Bruch
7	75	0,5	ADI	368	284	RT	11,8	kein Anriss
8	75	0,7	ADI	515	414	-40°C		Bruch
9	75	0,7	ADI	515	375	-40°C		Bruch
10	75	0,9	ADI	662	530	-40°C	20,3	kein Anriss
11	75	0,9	ADI	662	503	-40°C		Bruch

Tabelle 19: Ergebnisse der Schlagversuche Schwenklager Serie 2

Der aufgetretene Versagensort liegt im Bereich der Spurstangenanbindung, **Abbildung 78**. Während der Versuche wurden die Zeitverläufe der am Fallhammer auftretenden Schlagkraft und des Fallhammerweges aufgezeichnet. Nach Versuchsende wurden die Schwenklager auf Schäden und Verformungen kontrolliert und nach dem Ausbau fotografiert.

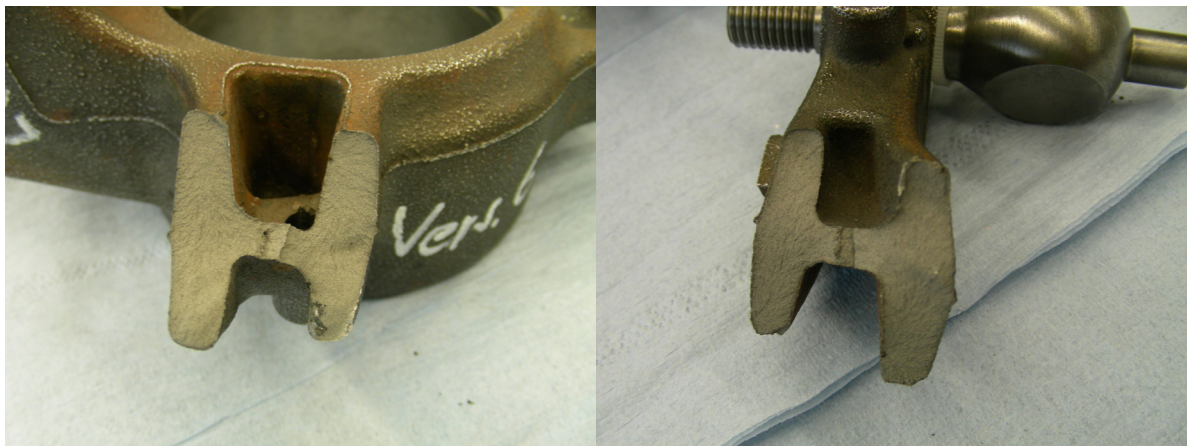


Abb. 78: Versagensort am Schwenklager unter Schlagbelastung

An ausgesuchten Schwenklagern wurden im Bereich der Versagensstelle Härte- und Gefügeauswertungen durchgeführt, **Abbildung 79**. Die Härtemessungen nach Brinell HBW2,5/187,5 ergaben an den 5 Messstellen Werte zwischen 370 und 320, wobei die Messpunkte 1 und 5 durchgehend höhere Härtewerte aufweisen als die Messpunkte 2 bis 4.

An allen Proben sind Oberflächenungängen zu beobachten. Es herrscht ein nadeliges Gefüge aus Austenit und Ferrit vor, teilweise sind Martensitnadeln zu beobachten.

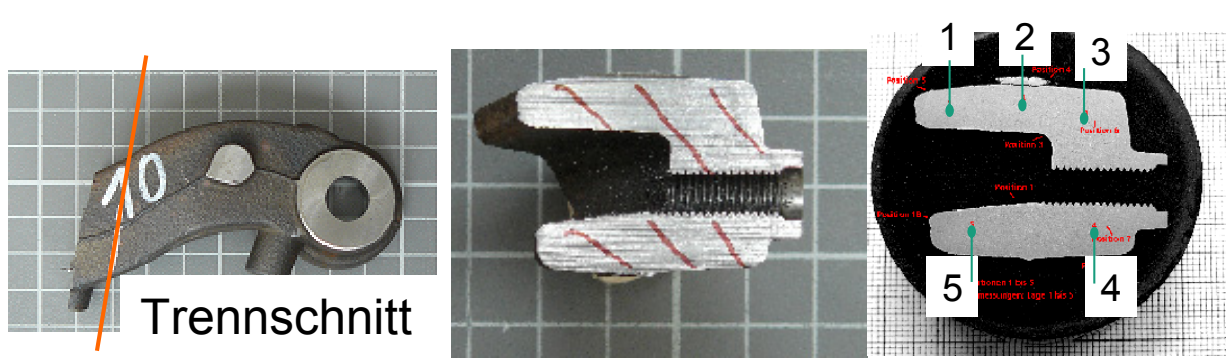


Abb. 79: Schliff zur Härte- und Gefügebeurteilung

2.7.1.4 Schwenklager – zyklische Versuche der ursprünglichen und der optimierten Variante.

Zur Bewertung der Schwing- und Betriebsfestigkeit der Schwenklager werden einkanalige Wöhlerversuche sowie Betriebslastversuche mit und ohne Überlast durchgeführt. Als potentiell kritischer Bereich des Schwenklagers wurde die Lenkhebelanbindung gesehen. Hier liegt unter der Last, welche durch die Spurstange übertragen wird, ein klar definierter hoch beanspruchter Bereich vor, siehe **Abbildung 80**. Dies erleichtert die Spannungsanalyse, die Versuchsüberwachung und die Übertragung der Ergebnisse. Für die Versuche wird das Schwenklager im Lagersitz fest aufgenommen. Auf eine realitätsgenaue Abbildung der Lagersteifigkeit durch das Lager oder einen in der Steifigkeit abgestimmten Lagerersatz wird zugunsten eindeutigerer Randbedingungen verzichtet. Die Kraft wird über die originale Spurstange auf den Lenkhebel übertragen. Die Lastrichtung wurde hierbei orthogonal zur Radenebene gewählt. Für die Versuche unter Betriebslasten mit zusätzlicher Sonderbelastung muss die Spurstange verstärkt oder gekürzt werden, da die Sonderlasten über der Knicklast der Spurstange von ca. 11,5 kN liegen.

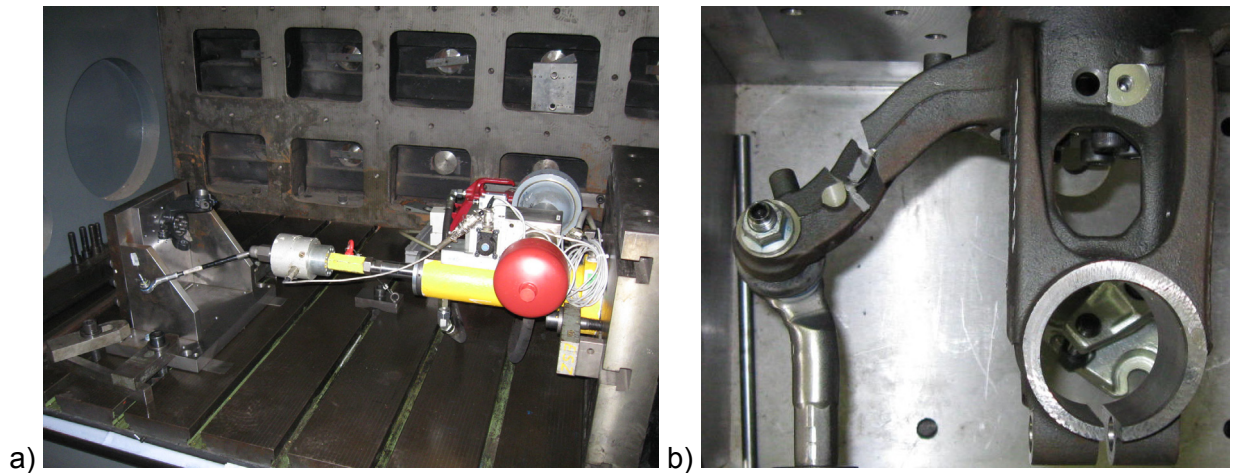


Abb. 80 a, b: Versuchsaufbau und Versagensort Schwingfestigkeitsversuche Schwenklager

Um die ebenfalls durchgeführten numerischen Spannungsanalysen zu unterstützen, wurde eine experimentelle Spannungsanalyse durchgeführt. Hierzu wurde das Schwenklager in den hoch beanspruchten Bereichen mit DMS versehen, **Abbildung 81** und die Dehnungen unter verschiedenen Lastniveaus aufgenommen, **Tabelle 20**. Da der Bereich des Anrisses ebenfalls mit einem DMS versehen wurde, konnte auch die Formdehngrenze des Bauteils ermittelt werden.



Abb. 81: Applikationsorte für die Spannungsanalyse

	DMS 1	DMS 2	DMS 3	DMS 4	DMS 5	DMS 6	DMS 7	DMS 8	DMS 9	DMS 10	DMS 11	DMS 12	DMS 13
Lastniveau	Dehnung [µm/m]	Dehnung [µm/m]	Dehnung [µm/m]	Dehnung [µm/m]	Dehnung [µm/m]	Dehnung [µm/m]	Dehnung [µm/m]	Dehnung [µm/m]	Dehnung [µm/m]	Dehnung [µm/m]	Dehnung [µm/m]	Dehnung [µm/m]	Dehnung [µm/m]
0 kN	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
-7 kN	-1840	-70	-188	-750	1407	1784	-1208	1558	1037	-830	392	438	-1384
0 kN	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
7 kN	1902	67	199	769	-1381	-1753	219	-1554	-1052	871	-400	-468	1409
0 kN	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
-11 kN	-3007	-122	-284	-1208	2279	2958	-348	2551	1613	-1387	608	720	-2215
0 kN	-131	0	0	0	0	85	0	0	0	0	0	0	0
11 kN	3134	116	320	1242	-2201	-2783	347	-2403	-1649	1341	-630	-739	2210
0 kN	166	0	0	0	-77	-93	0	-80	0	0	0	0	0
-13 kN	-3681	-154	-327	-1451	2731	3622	-435	3058	1909	-1550	710	801	-2640
0 kN	-164	0	0	0	50	150	-43	48	0	0	0	0	0
13 kN	3760	141	385	1492	-2621	-3327	419	-2861	-2014	1602	-745	-866	2642
0 kN	291	0	0	0	-106	-126	0	0	0	0	0	0	0

Tabelle 20: Ergebnisse der Spannungsanalyse

Die Lastniveaus wurden so gewählt, dass die Wöhlerlinie im Bereich von ca. 3.000 bis 5.000.000 Schwingspielen belegt ist. Die Prüffrequenzen wurden entsprechen der Lastamplituden angepasst. Neben den Bruchschwingspielzahlen, mit denen die Bauteilwöhlerlinie ermittelt wurde, wurde nach Möglichkeit auch die Schwingspielzahl bei einer Anrisslänge von 10mm aufgenommen. Die geschah vor dem Hintergrund, dass die Prüfvorschrift des Herstellers eine Mindestschwingspielzahl auf unterschiedlichen Lastniveaus bei einer Anrisslänge von 10mm vorgibt und somit ein direkter Abgleich mit den Serienteilen und der Herstelleranforderung möglich ist.

Es wurden 2 Versuchsserien durchgeführt:

1. Serie: Werkstoff ADI ursprüngliche Variante – Wöhler- und Gaßnersversuche,

Abbildung 82

2. Serie: Werkstoff ADI Variante mit optimierter Wärmebehandlung – Wöhler- und Gaßnersversuche, **Abbildung 83**

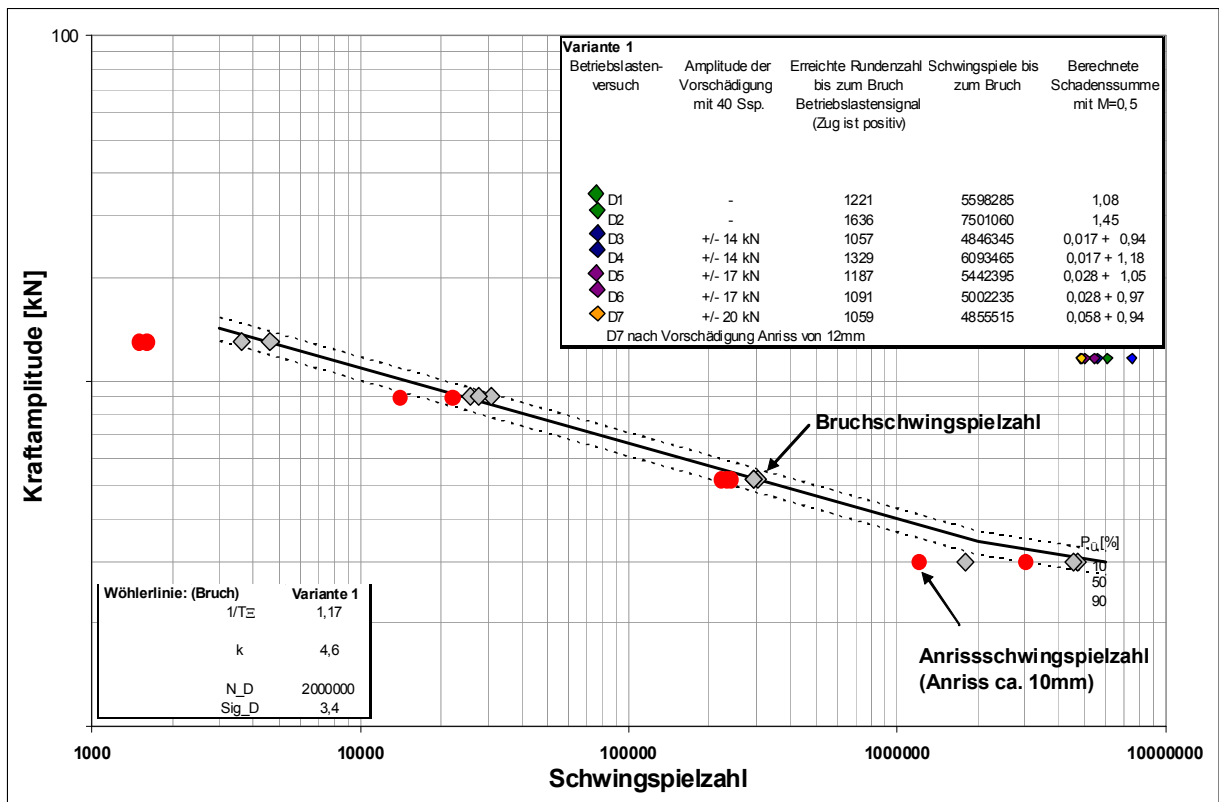


Abb. 82: Wöhler- und Betriebslastenversuche Schwenklager PQ24 Serie 1

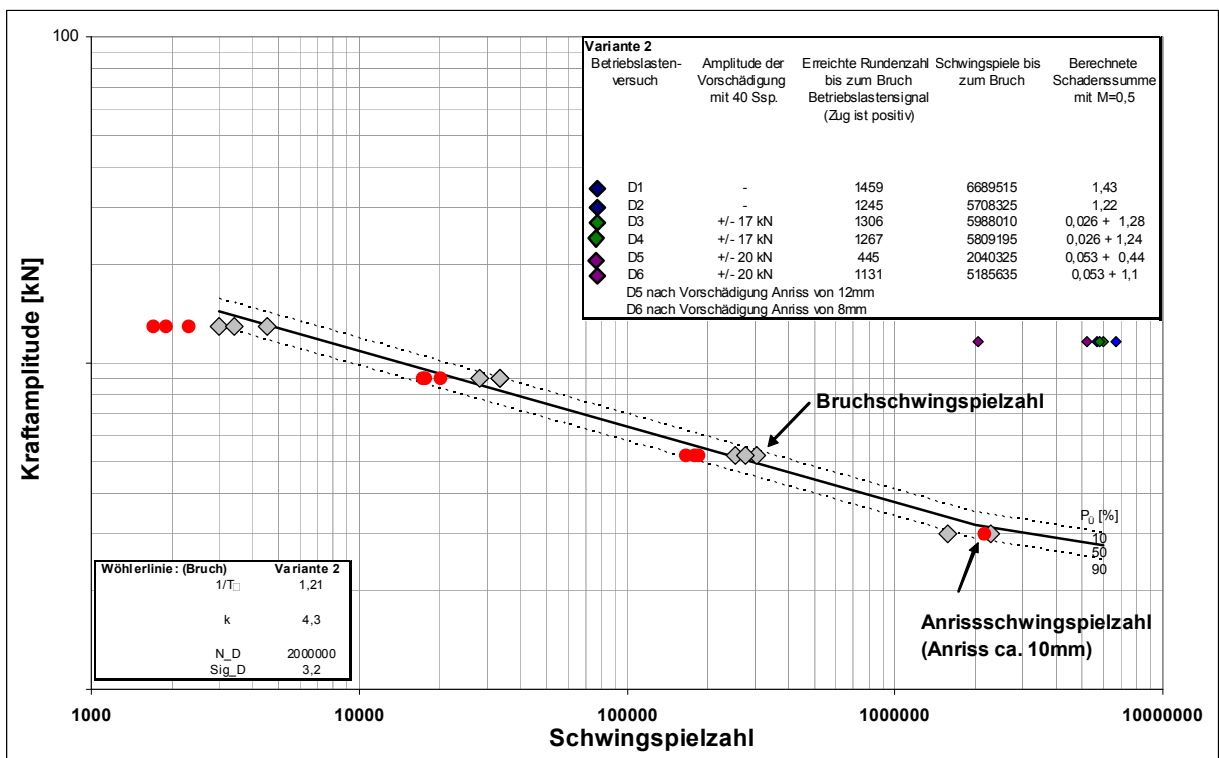
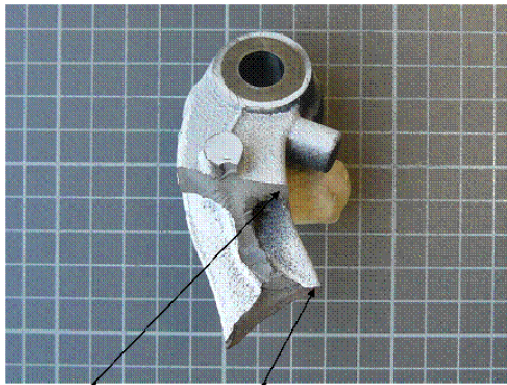


Abb. 83: Wöhler- und Betriebslastenversuche Schwenklager PQ24 Serie 2

Die Versuche unter konstanten Lastamplituden zeigten einen Rissausgang erst am oberen Gurt am Übergang zum Gurtauslauf und im Anschluss einen zweiten Anriss am unteren Gurt, **Abbildung 84a**.

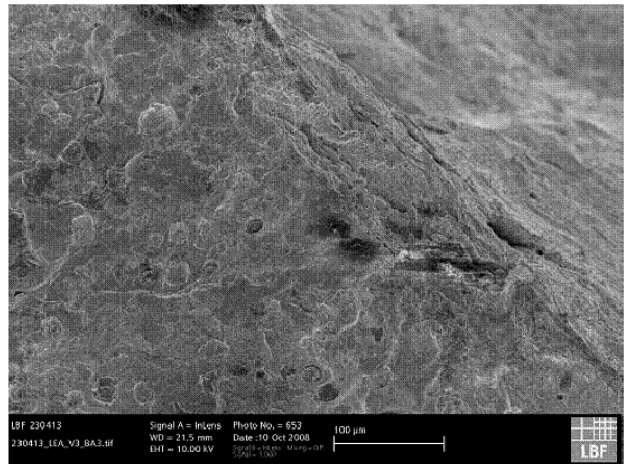
Die durchgeführten Betriebslastversuche mit einem von der Audi AG zur Verfügung gestellten Betriebslastsignal dienten dazu, die ertragbare Schadenssumme der Schwenklager zu ermitteln. Hierzu werden für die bis zum Bruch unter den variablen Lastamplituden erzielten Schwingspiele die jeweiligen Schadensinhalte im Vergleich zu der unter konstanten Amplituden ermittelten Wöhlerlinie berechnet und akkumuliert. Für Fahrwerksbauteile aus metallischen Werkstoffen ermittelte Schadenssummen liegen typischerweise zwischen 0,1 und 1, wobei für die Bemessung i.d.R. in Abhängigkeit vom Werkstoff und der Mittelspannungsverschiebung Schadenssummen von 0,2 bis 0,5 herangezogen werden. Am ADI Werkstoff konnte schon in einem vorhergehenden Projekt eine vergleichsweise hohe Schadenssumme ermittelt werden, was sich durch die hier durchgeführten Versuche bestätigt. Die Schadensakkumulation wurde nach der Hypothese von Palmgreen-Miner modifiziert nach Haibach mit $k=4,5$, $k'=8$ und einem Abknickpunkt von $N_k = 2.000.000$ und $F_k = 3,4$ kN, sowie einer Mittelspannungsempfindlichkeit von $M=0,5$ durchgeführt. Die Betriebslastversuche ohne Überlasten zeigen Schadenssummen von 1,08 und 1,45 und somit das Potential des Werkstoffes unter Belastungen mit variablen Amplituden auf. Selbst unter anrissfrei am Beginn der Prüfung 40-malig sinusförmig aufgebrachten höheren Lastamplituden (im Bereich der Formdehngrenze des Bauteils) ist kein signifikanter Abfall der Restlebensdauer unter variablen Lasten erkennbar. Bei den Versuchen mit 40-maliger sinusförmig aufgebrachter Belastung mit +/- 20kN und dadurch eingebrachtem Anriss im oberen Gurt von ca. 12 mm Länge wurde immer noch eine vergleichbare Restlebensdauer wie bei den nicht vorbelasteten Versuchen erreicht. Dieses Ergebnis deutet auf eine geringe Rissfortschrittsgeschwindigkeit unter variablen Lastamplituden hin.

Zusätzlich am Rissbereich durchgeführten metallographischen Untersuchungen, **Abbildung 84b** zeigten ein recht homogenes ausferritisches Gefüge mit muldenartigen Ungängen im Bereich der Gusshaut. Der Ausgangsort des Anrisses variierte bei einem der durchgeführten Versuche der Serie 1 unter konstanter Lastamplitude deutlich. Aufgrund der festgestellten Ungängen in der Gusshaut, welche bei hochfesten Gusswerkstoffen wie dem ADI die Schwingfestigkeit unter schwingender Beanspruchung durchaus um 20-25% herabsetzen können, ist ein lokal abweichender Anrissort bei einem gut ausgelegten Bauteil mit homogener Spannungsverteilung nachvollziehbar.



Erster Anriss

Zweite Rissfront



Ungänge im Bereich der Gushaut
(Ausgang zweite Rissfront)

a)

b)

Abb. 84a und 84b: Metallographische Untersuchungen (Auszug)

Da die Anrisse an den Schwenklagervarianten in einem Bereich auftreten, an dem aus Platzgründen keine DMS appliziert werden konnten, wurden die örtlichen Beanspruchungen mittels einer Finite Element Berechnung berechnet. Im Zuge dessen ergab sich, dass die örtliche Geometrie der CAD Gestalt nicht mit der Gestalt des realen Gussteils übereinstimmte. Um die örtlichen Beanspruchungen im Versuch realitätsnah abbilden zu können, wurde ein CAD Modell bereit gestellt, welches aufgrund von dreidimensionalen Messungen von einem realen Gussteil abgeleitet wurde.

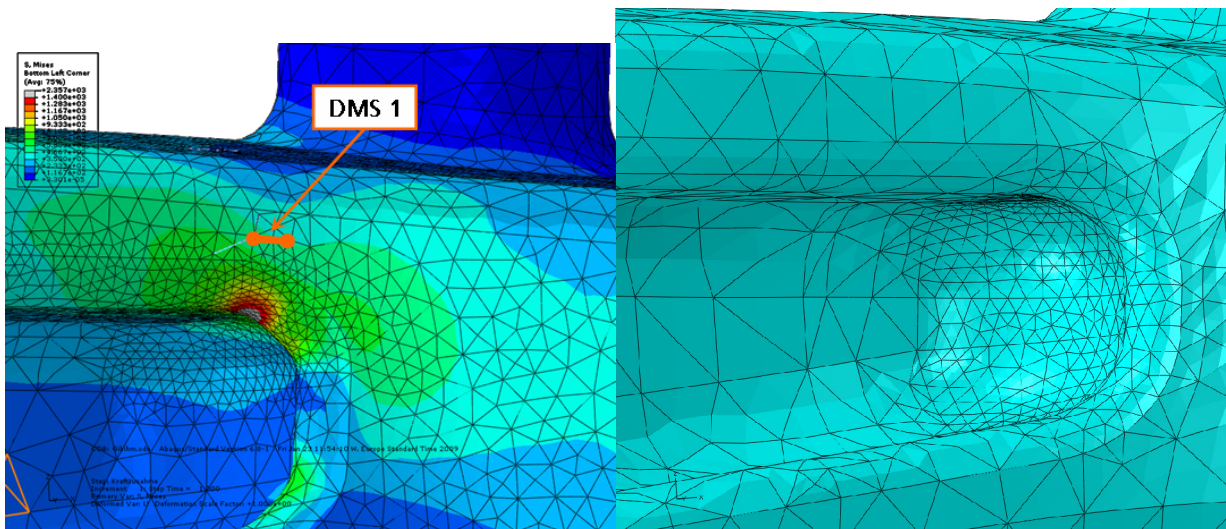


Abb. 85a und 85b: ursprüngliche CAD Gestalt (a), realisierte Gussgestalt (b)

Im Bereich des Anrisses am Schwenklager liegt eine Beanspruchung von $S_1 = 1278 \text{ MPa}$ vor bei einem Belastungsniveau von $F = 9,2 \text{ kN}$ (**Abbildung 85a**).

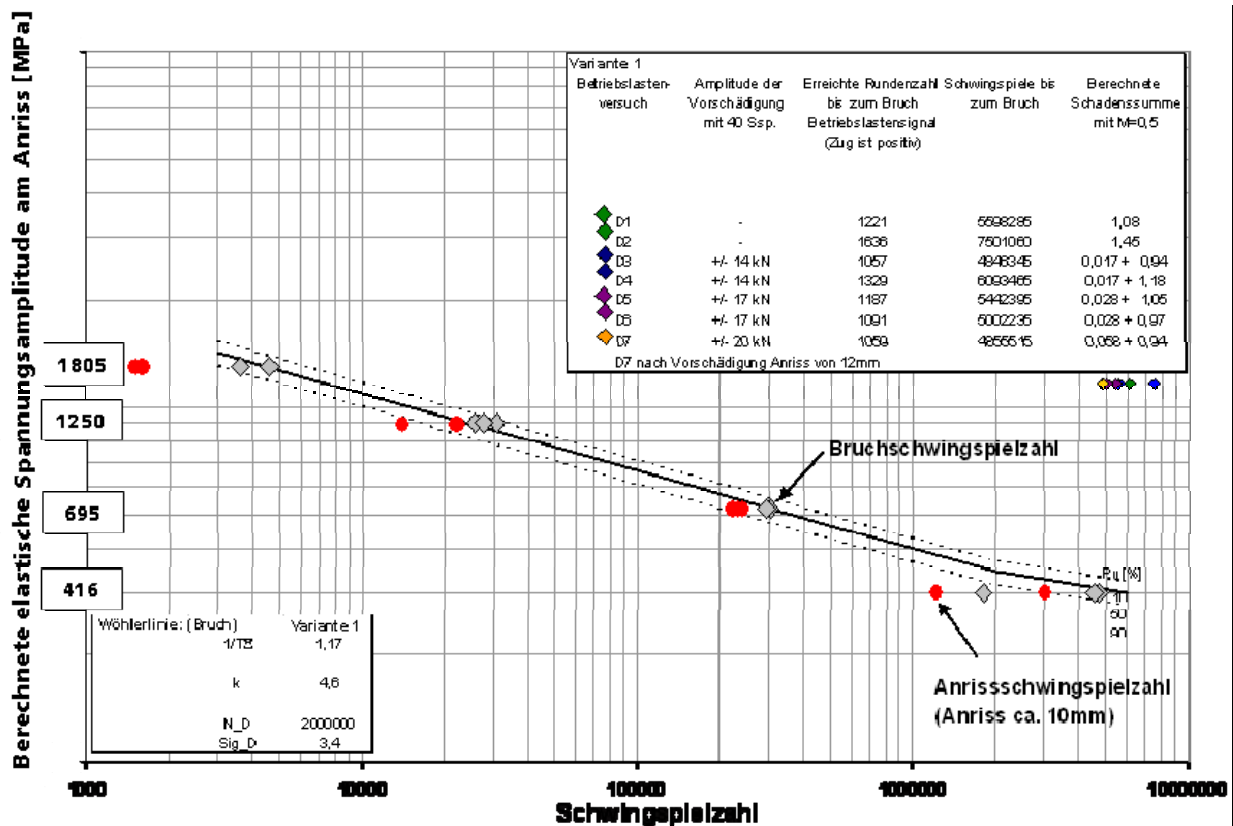


Abb. 86: Wöhlerlinie der Schwenklagervariante 1, umgerechnet auf örtliche Hauptnormalspannung (σ_1) am Versagensort

Rechnet man mittels der Finite Element Analyse des Schwingfestigkeitsversuchs die Belastungen in Beanspruchungen um (**Abbildung 86**), so ergibt sich am Abknickpunkt bei $N = 2 \cdot 10^6$ eine Schwingfestigkeit von $\sigma_1 = 472 \text{ MPa}$ bei der Schwenklagervariante 1 für die Überlebenswahrscheinlichkeit $P_{\bar{U}} = 50\%$. Nicht enthalten in dieser Betrachtung ist dabei der Einfluss der Gusshaut und des höchst beanspruchten Werkstoffvolumens (HBV). Eine Gusshaut verursacht typischerweise eine niedrigere Schwingfestigkeit als eine gespante Oberfläche; ein großes höchst beanspruchtes Werkstoffvolumen führt zu einer Absenkung der Schwingfestigkeit im Vergleich zu einem kleinen HBV. Für die Schwenklagervariante 2 ergibt sich eine Schwingfestigkeit am Abknickpunkt bei $N = 2 \cdot 10^6$ von $\sigma_1 = 444 \text{ MPa}$ für die Überlebenswahrscheinlichkeit $P_{\bar{U}} = 50\%$.

2.7.2 Crashesicherheit

Die vom Fraunhofer IWM durchgeführten Hochgeschwindigkeitszugversuche zur Bestimmung statischer und dynamischer Festigkeits- und Verformungskennwerte von verschiedenen ADI 1000 - und ADI 1200 - Gussqualitäten, zeigten ein crashgünstiges Verhalten dieser Werkstoffe.

Die ADI-Gusswerkstoffe bieten schon bei statischer Belastung hohe Festigkeiten bei gleichzeitig relativ hohen Bruchdehnungen. Dies ist sicher auch durch den aufgezeigten TRIP-Effekt begründet und bestätigt sich auch für Missbrauchs- und Crashbelastungen, da bei zunehmender Dehnrate die Festigkeit zunimmt und die Bruchdehnung zumindest nicht abnimmt, z.T. sogar deutlich ansteigt.

Wenn die Prozesssicherheit gewährleistet werden kann, bieten diese Werkstoffe damit ein hohes Potenzial auch für den Einsatz bei sicherheitsrelevanten Automobilbauteilen.

2.8 Bauteilbewertung des Eingangszustandes

2.8.1 Nutzfahrzeug Radnabe

Im Rahmen des Projekts wurde seitens MAN die Auflastbarkeit eines vorhandenen Sphärogussbauteils durch eine geeignete ADI-Wärmebehandlung untersucht. Es handelt sich hierbei um eine Radnabe für ein Nutzfahrzeug (**Abbildung 87**) aus GJS-600.

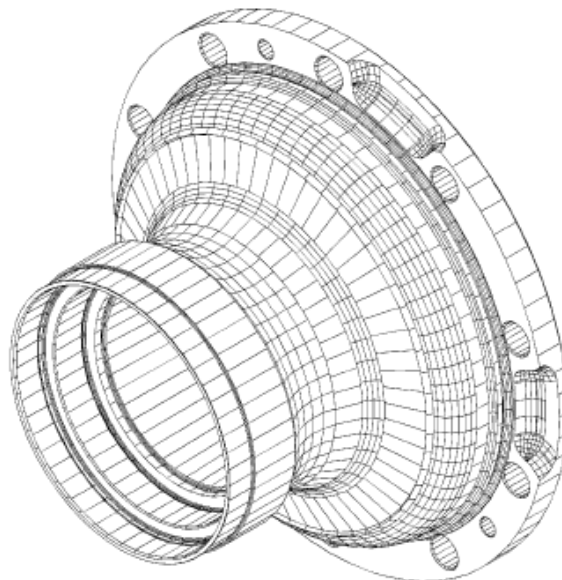


Abb. 87: Radnabe für Nutzfahrzeug Anwendung aus GJS-600

Erster Projektschritt war die werkstoffkundliche Beschreibung des Ausgangszustands und die Wärmebehandlung von aus der Serienanalyse stammenden Naben. Hierfür wurden meh-

re Warmebehandlungsparameter aus Erfahrungsbasis gewahlt und bewertet (**Tabelle 21**). Zur Beurteilung der fur die Bauteileigenschaften maßgeblichen mechanischen Werkstoffeigenschaften wurden gezielt aus der hochbeanspruchten Zone Proben entnommen (**Abbildung 88**). Die Ergebnisse der verschiedenen Warmebehandlungskombinationen und Entnahmepositionen sind in **Abbildung 89** zusammengefasst.

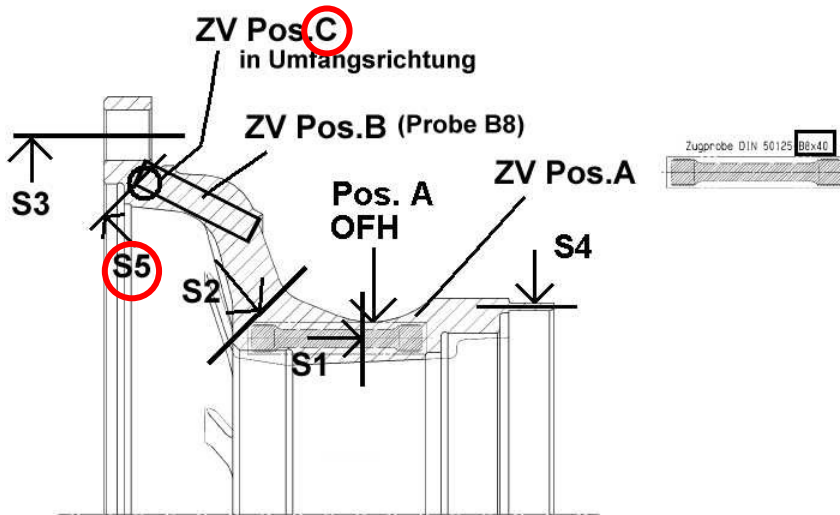


Abb. 88: Entnahmepositionen Werkstoffproben und Schlitze

Variante	Austenitisierung		Auslagerung		Position
	Temp. [°C]	Dauer [h]	Temp. [°C]	Dauer [h]	
1	890	2	380	2	Ausgang
2	890	2	360	2	Ausgang
3	890	2	340	2	Ausgang
4	890	2	340	2	stehend
5	890	2	340	2	gedreht
6	890	2	320	2	stehend
7	890	2	320	2	gedreht
8	850	2	340	2	gedreht
9	850	2	340	3,5	gedreht
10	890	1	340	1	gedreht

Tabelle 21: Übersicht Warmebehandlungsparameter

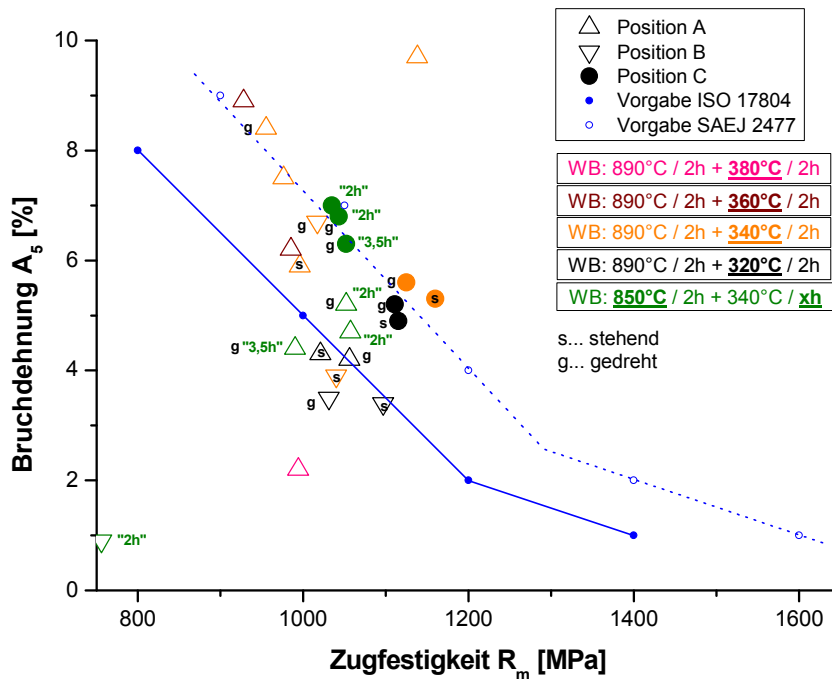


Abb. 89: Festigkeiten Serienanalyse Ausgangszustand und ADI-behandelt

Wie die Vorversuche gezeigt haben, beeinflusst die Positionierung der Nabe während der Wärmebehandlung die mechanischen Eigenschaften. Im Folgenden wird von einer sogenannten „gedrehten“ Position, Position C wird während der Wärmebehandlung frei umströmt, ausgegangen. Bis auf eine Ausnahme werden im Vergleich mit den aus der ADI-Normung vorhandenen Vorgaben für Position C ADI Eigenschaften erzielt (**Abbildung 90**). Als beste Wärmebehandlungsparameter wurden für die Serienanalyse Variante 8 betrachtet.

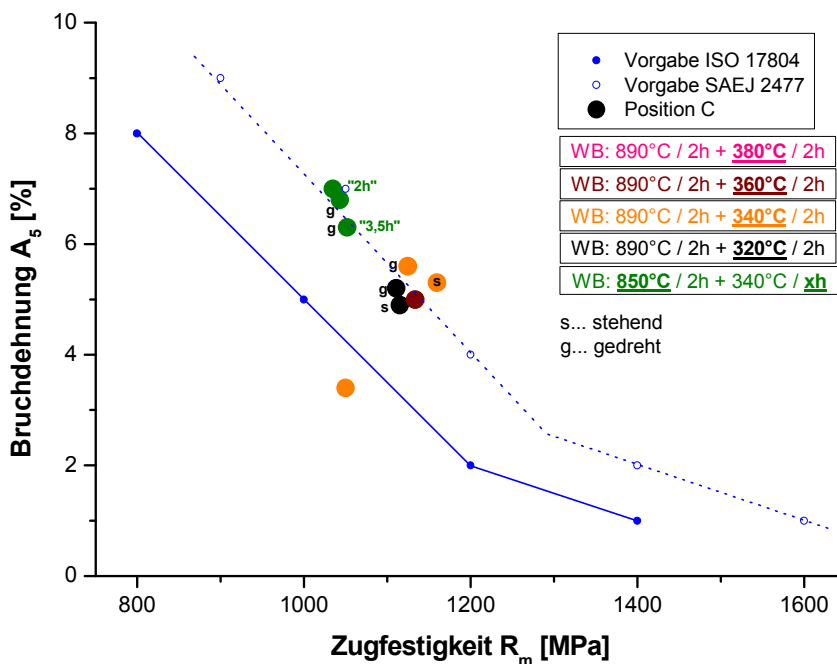
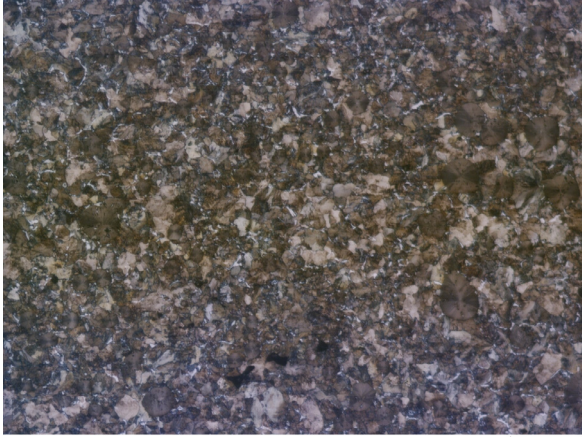
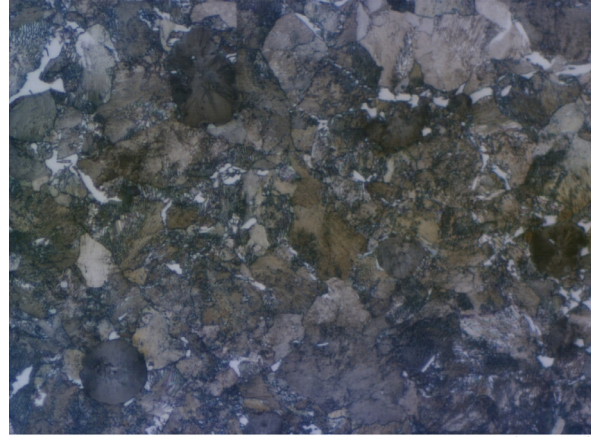


Abb. 90: Übersicht Zugversuchsergebnisse Position C aus Serienanalyse

Aus der Bewertung des Gefüges sowohl an Schlifflagen aus Position 5 (**Abbildung 91**), als auch an Schlifflagen aus den Zugproben (**Abbildung 92**) zeigt sich allerdings, dass in allen Fällen kein ausferritisches Gefüge vorliegt. Vielmehr liegen trotz eines perlitischen Grundgefüges für ADI typische mechanische Werkstoffeigenschaften vor.

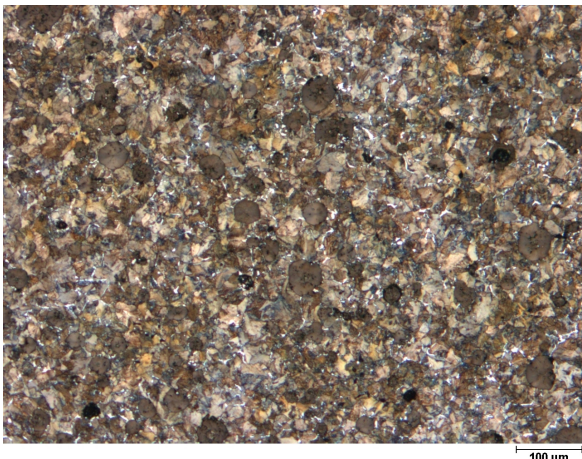


ca. 100x, Perlit + 1-3% Ferrit + <1% Karbide

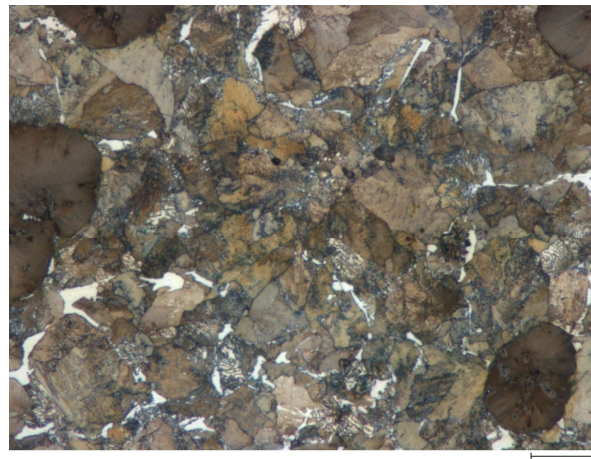


ca. 500x, Perlit + 1-3% Ferrit + <1% Karbide

Abb. 91: Gefüge für Wärmebehandlung Variante 8 an Schliff 5



ca. 100x, Perlit + 1-3% Ferrit + <1% Karbide



ca. 500x, Perlit + 1-3% Ferrit + <1% Karbide

Abb. 92: Gefüge in Zugproben aus Variante 8

Ziel der Impactversuche der Nabe war der Vergleich der ertragbaren Schlagenergien und der Vergleich der gemessenen Verformungsarbeiten. Die Verformungsarbeiten werden für Schlagenergien gegenübergestellt, bei denen (werkstoffabhängig) gerade ein Bruch erfolgt. Als Ergebnisse können festgehalten werden:

Bei den gerade noch rissfrei ertragbaren Schlagenergien erzielt der ADI Abguss ca. 40% höhere Werte als der GJS 600 wärmebehandelt.


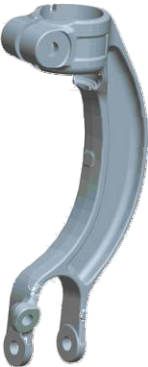


Bei den gemessenen Verformungsarbeiten erzielt der ADI Abguss ca. 20% höhere Werte als der GJS 600 wärmebehandelt.

Bei einer nur einen Versuch umfassenden Stichprobe mit einer nicht wärmebehandelten GJS 600 Nabe lässt sich eine um ca. 10% niedrigere Verformungsarbeit als beim GJS 600 wärmebehandelt feststellen.

Die Ergebnisse der Impactversuche zeigen eine erkennbar höhere Duktilität des ADI Abgusses, welche die Nabe unempfindlicher gegen eine schlagartige Belastung macht. Die Versuche unter Betriebslasten im ZWARP zeigen für die wärmebehandelten GJS 600 Nabe ähnliche Lebensdauern wie für den ADI Abguss, allerdings unter einer deutlich höheren Streuung der Ergebnisse bei der wärmebehandelten GJS 600 Nabe. Dieses Ergebnis lässt sich ebenfalls durch die ähnlich hohen Festigkeiten der beiden Varianten an der Versagensstelle begründen, zeigt aber auch, dass für den Prozess der Wärmebehandlung bei Standardgusswerkstoffen eine hohe Sicherheit gelten muss.

2.8.2 PKW Schwenklager

Für die Auswahl eines geeigneten Demonstrators bewertete Audi vier Fahrwerkbauteile und ermittelte das Leichtbaupotential einer ADI-Ausführung im Vergleich zur Serienlösung an Hand von Konstruktionsentwürfen und FE-Berechnungen. Die betrachteten Bauteile waren zwei Schwenklager, eine Dämpfergabel und ein Radträger (**Abbildung 93**).

Bauteil (Serienstand)				
	Langarm- schwenklager	Dämpfergabel	Radträger	McPherson Schwenklager
	Aluminium	GJS-700	Stahl	GJS-400
	$\Delta m \approx +2 \text{ kg}$	$\Delta m \approx 0 \dots -0,15 \text{ kg}$	$\Delta m \approx -0,4 \text{ kg}$	$\Delta m \approx -0,4 \text{ kg}$
Abb. 93: Bewertete Pkw-Fahrwerkbauteile und ermittelte Leichtbaupotentiale von ADI im Vergleich zum Serienwerkstoff				

Bei allen vier Bauteilen verhinderten Vorgaben seitens des Bauraums, der Bauteilsteifigkeit und gießtechnisch darstellbarer Mindestwanddicken eine vollständige Ausnutzung des Festigkeitspotentials der ADI-Werkstoffe. Das Gewicht des Langarmschwenklagers aus Aluminium konnte aus diesen Gründen mit ADI nicht annähernd erreicht werden (ca. 2kg Mehrgewicht). Als Prototyp für die detaillierte Ermittlung des Leichtbaupotentials und die Untersu-

chungen zum bauteilgebundenen Werkstoffverhalten unter Betriebs- und Sonderbelastungen wurde schließlich das McPherson Schwenklager ausgewählt.

Dieses Schwenklager wurde bei Audi in mehreren Optimierungsschleifen werkstoff- und gießgerecht CAD-modelliert und mittels bekannter Bemessungskonzepte betriebsfest unter Nutzung genormter Werkstoffkennwerte ausgelegt. Neben linearen FE-Beanspruchungs- und Steifigkeitsanalysen, die sechs Betriebs- und drei Sonderlastfälle umfassen, wurden zusätzlich Topologieoptimierungen, nicht-lineare FE-Belastungsanalysen sowie Mehrkörpersimulationen zur Abschätzung des Einflusses unterschiedlicher Schwenklagersteifigkeiten auf das fahrdynamische Verhalten in der Vorderachse durchgeführt. Aus den Mehrkörpersimulationen wurden Steifigkeitsvorgaben für verschiedene Bereiche des Schwenklagers abgeleitet. Das war notwendig, da die vorgenommenen Wanddickenreduzierungen und die eingebrachten Aussparungen und Taschen zu Steifigkeitsnachteilen gegenüber der Serienausführung führten, die konstruktiv nicht kompensiert werden konnten.

Abbildung 94 zeigt das konstruierte ADI-Schwenklager im Vergleich zum Serienbauteil aus GJS-400. Die Gewichteinsparung der ADI-Konstruktion beträgt 0,515 kg oder 14,5 %. Gießtechnische Belange wurden in Zusammenarbeit mit dem Projektpartner MAT in der Konstruktion berücksichtigt. Die Möglichkeit der Probenentnahme für die Grundsatzuntersuchungen am Fraunhofer LBF und IWM wurde in der seitlichen Rippe der Dämpferanbindung konstruktiv vorgehalten (siehe Pfeil in **Abbildung 94**).

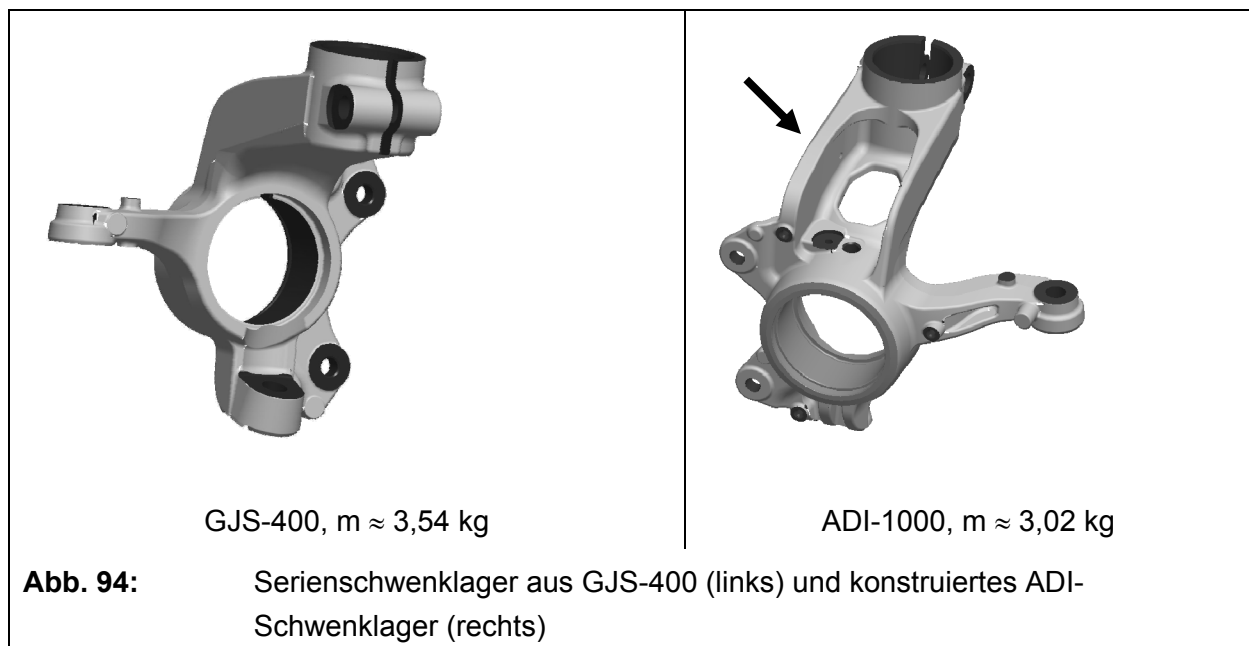


Abbildung 95 zeigt beispielhaft die Spannungsverteilung im ADI-Schwenklager für einen Auslegungslastfall. Die Grenzen der Werkstofffestigkeiten von ADI, dargestellt an Hand der 0,2%-Dehngrenze, konnten bei diesem Lastfall auf Grund der Steifigkeitsanforderungen an das Bauteil nur bedingt ausgenutzt werden. So blieb beispielsweise der Bereich um die Radlagerbohrung unangetastet, um die Radlagerlebensdauer nicht negativ zu beeinflussen.

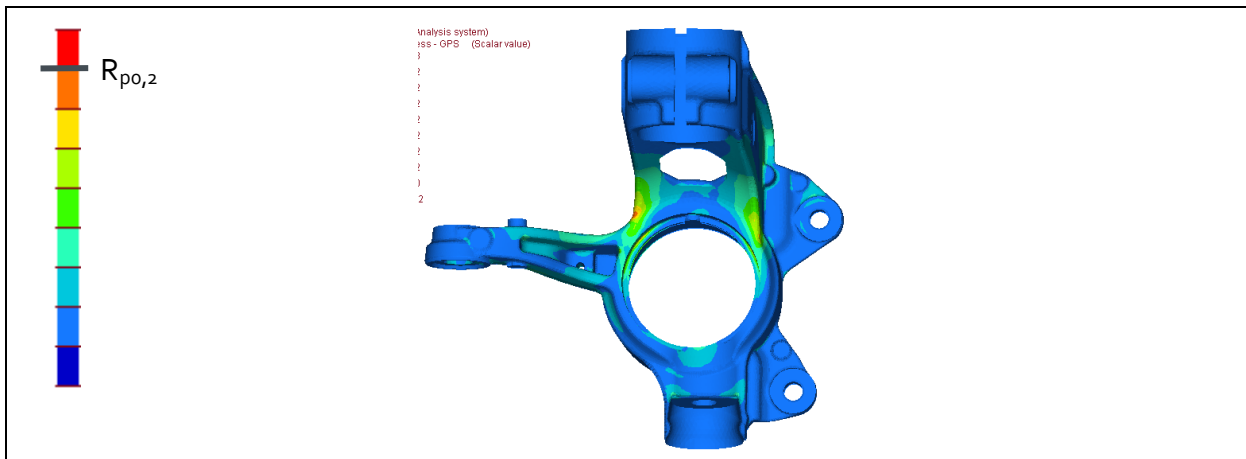


Abb. 95: Spannungsverteilung im ADI Schwenklager für einen exemplarischen Lastfall

Für das konstruierte Schwenklager entwickelte der Projektpartner MAT ein geeignetes Gießsystem und untersuchte zusammen mit der MAGMA verschiedene Bauteil- und Speiserpositionierungen mittels Gießsimulation. Das erstellte Gießwerkzeug (**Abbildung 96**) enthält zwei Gravuren für ein linkes und ein rechtes Schwenklager und besteht aus einer Aluminium Grundplatte, die aus Kunststoff aufgebaute Blockeinsätze trägt. Um das Einbringen großseriennaher Produktionsbedingungen zu gewährleisten wurden die Bauteile auf einer DISA-Anlage für vertikalen Sandformguss bei MAT vergossen. Die ersten Abgüsse dienten der Überprüfung der Funktionalität des Werkzeugs und Detailoptimierungen zum Gießsystem.

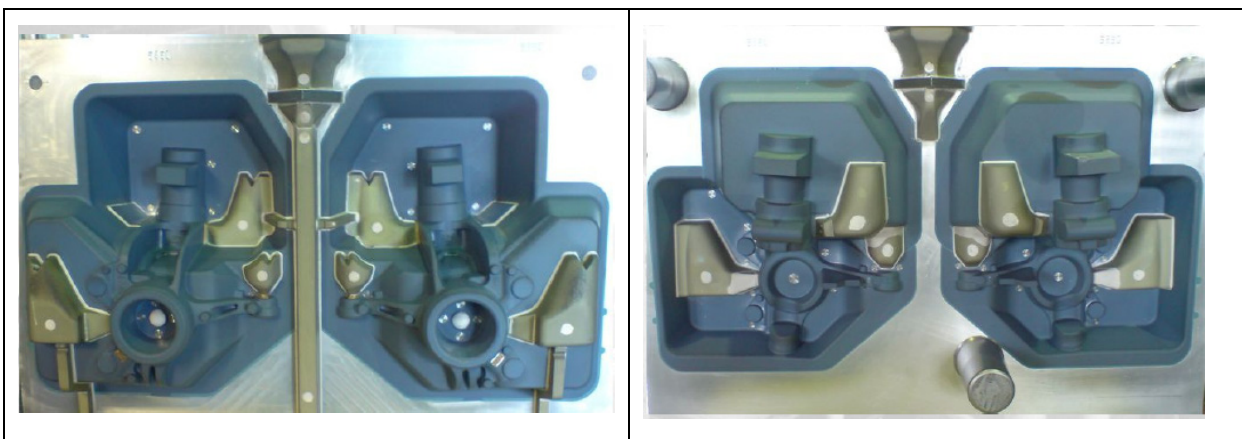


Abb. 96: Bei MAT erstellte Modellplatte

Die Auswahl von Legierung und Wärmebehandlungsparametern für die Herstellung der Prototypen erfolgte auf Basis vorhandener Erfahrungen bei den Projektpartnern MAT und HTM. Wegen der relativen Dünnwandigkeit des Schwenklagers mit Wanddicken bis 5 mm wurden sie durch Vorversuche zusätzlich abgesichert. Dazu wurden die konstruierte Schwenklagergeometrie in zwei ausgewählten Legierungszusammensetzungen gegossen und die Bauteile bei HTM mit unterschiedlichen Parametern wärmebehandelt. Variiert wurden die Temperatur beim Ausferritisieren zwischen 330 und 370 °C und die zugehörige Haltezeit zwischen 60 bis 120 min. Ziel waren die Festigkeitseigenschaften eines ADI-1000 mit einer gegenüber der Norm erhöhten Mindestbruchdehnung von größer 7 % (Einzelwert) und einem Mittelwert von mindestens 10 %. An Hand der bei MAT ermittelten Ergebnisse aus Zug- und Kerbschlagversuchen wurden für die bauteil- und probengebundenen Grundsatzuntersuchungen eine

Cu-haltige Legierung und eine Ausferritierungstemperatur von 370 °C über 90 min ausgewählt. Insgesamt wurden ca. 100 linke und 100 rechte Schwenklager in beiden Legierungszusammensetzungen hergestellt. Zusätzlich wurde die ADI-Geometrie zu Vergleichszwecken in GJS-400 gegossen. Die spanende Endbearbeitung der Schwenklager sowie die Entnahme von Zug- und Schwingproben für die probengebundenen Grundsatzuntersuchungen erfolgte im Versuchsbau bei Audi.

Für eine erste Charakterisierung des Bauteilverhaltens bei Audi wurde die Spurhebelanbindung des Schwenklagers ausgewählt. Bei der Konstruktion des ADI-Schwenklagers wurden in den Spurhebel zwei Taschen zur Gewichtreduzierung eingebracht, die im Vergleich zum Serienbauteil zu einem signifikanten Anstieg der Belastung bei gleichzeitig reduzierter Steifigkeit führen. Für die Durchführung der Spurhebelprüfung wurde der in **Abbildung 97** dargestellte Prüfaufbau realisiert, bei dem das Schwenklager im Radlagersitz mittels eines Adapters starr an der Vorrichtung montiert und die Lasteinleitung über eine Serien-Spurstange in Axialrichtung des Radlagers vorgenommen wird. Ein identischer Prüfaufbau mit gleicher Aufspannung der Bauteile und Lasteinleitung wurde am Fraunhofer LBF aufgebaut. Anzu-merken ist, dass die realisierte Betriebslastprüfung des Spurhebels kein Bestandteil der Serienfreigabeprüfung für das Schwenklager bei Audi ist.



Abb. 97: Prüfaufbau für die 1-komponentige Prüfung des Spurhebels unter Betriebslast bei Audi

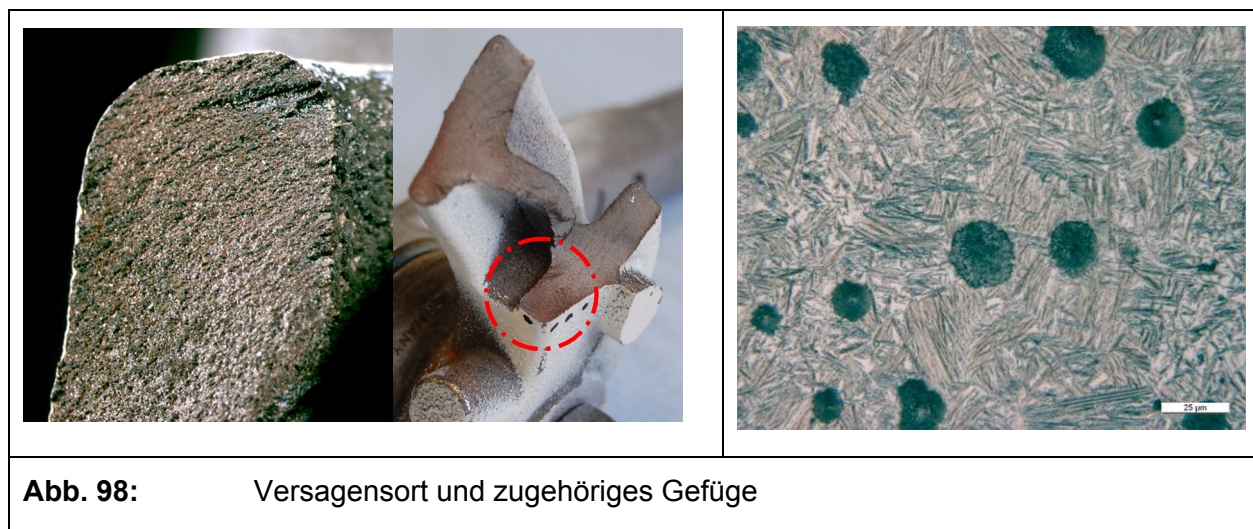
Die ersten 1-komponentigen Betriebslastversuche mit diesem Prüfaufbau erfolgten bei Audi. Sie dienten der Identifikation der kritischen Bereiche im Spurhebel, dem Vergleich mit dem Serienwerkstoff GJS-400 sowie dem Abgleich der Prüfstände zwischen Audi und dem Fraunhofer LBF, bei dem die zyklischen Untersuchungen statistisch weitergeführt und mit dem Aufbringen zusätzlicher Sonderlasten sowie Wöhlerbelastungen abgerundet wurden.

Die bei Audi erzielten Prüfergebnisse unter 1-komponentigen Betriebslasten des Spurhebels bis zum Bruch enthält **Tabelle 22**. Eingetragen ist das Verhältnis der Ist- zu den Soll-Laufzeiten in Prozent. Während die ADI-Schwenklager im Mittel knapp die doppelte Solllaufzeit erreichten, fielen die geometriegleichen Bauteile aus GJS-400 bereits nach wenigen Lastkollektiven aus. Der Ort des Anrisses war bei beiden Werkstoffen gleich und erfolgte jeweils in der oberen äußeren Ecke der radseitigen Spurhebeltasche. Dort treten auch die höchsten Spannungen in der FE-Analyse für diesen Lastfall auf. Aus den Prüfstandsergeb-

nissen lässt sich für ADI-1000 ein Lebensdauergewinn unter Betriebslasten von ca. Faktor 60 gegenüber GJS-400 ableiten! Bruchlage und Gefüge in der Bruchzone sind exemplarisch für ein geprüftes ADI-Schwenklager in **Abbildung 98** wiedergegeben. Der Anriss erfolgt an der Oberfläche mit Gusshaut. Gussfehler liegen nicht vor. Das Gefüge ist typisch für ADI-Werkstoffe und besteht aus Kugelgraphit und Ferritnadeln in einer mit Kohlenstoff übersättigten austenitischen Matrix.

Werkstoff	Laufzeit Ist / Soll
ADI-1000	187 %
GJS-400	3 %

Tabelle 22: Prüfergebnisse der 1-komponentigen Spurhebelprüfung bei Audi



Während die Betriebslastversuche für ADI-1000 eine deutliche Steigerung der ertragbaren Beanspruchungshöhen gegenüber GJS-400 bei akzeptabler Streuung aufzeigen, bestätigen die Ergebnisse aus den Zugversuchen an Proben aus dem Schwenklager die Unsicherheit bezüglich der Prozesssicherheit bei ADI-Bauteilen (**Tabelle 23**). Insbesondere die hohe Streuung der Bruchdehnungswerte mit Einzelwerten zwischen 4 und 20 % ist für Sicherheitsbauteile im Fahrwerk, bei denen die Abstimmung zwischen Festigkeit und Zähigkeit besonders wichtig ist, inakzeptabel. Die große Streuung der Werte ist nicht auf Gussfehler zurückzuführen, sondern scheint eine Folge der ADI-Gefügeausbildung zu sein, auch wenn die metallographischen Schiffe keine bewertbaren Unterschiede aufzeigten. Die enge Kopplung zwischen Gusseigenschaften, Wärmebehandlung und Bauteilgeometrie und die daraus resultierenden Eigenschaftsschwankungen sind auch der wesentliche Grund weshalb ADI-Werkstoffe im Automobilbau bisher wenig akzeptiert und kaum eingesetzt werden. Die Notwendigkeit weiterer prozesstechnischer Optimierungen für das Bauteil Schwenklager ist dadurch gegeben.

	0,2 % Dehngrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung
ADI-1000	798 ± 18 MPa	1044 ± 43 MPa	11,3 ± 6,2 %.
GJS-400	309 ± 1 MPa	452 ± 1 MPa	19,4 ± 2,4 %

Tabelle 23: Ermittelte Zugversuchskennwerte an Proben aus Schwenklagern

Für die Optimierungsphase lassen sich aus den Ergebnissen folgende Verbesserungsbedarfe ableiten:

1. Eine Optimierung der Wärmebehandlung zur sicheren Erfüllung der geforderten Bruchdehnungen im Zugversuch
2. Eine Optimierung der Spurhebelgeometrie und Beseitigung der starken lokalen Spannungsüberhöhung an der Taschenecke zur sicheren Erfüllung der Lebensdauervorgaben
3. weitere Gewichtsreduzierung zur Ermittlung des Leichtbaupotentials

2.9 Bauteilbewertung des optimierten Zustandes

2.9.1 Geometrieoptimierung

Metallographische Untersuchungen bei Audi zeigten, dass im gesamten Schwenklager ein ausferritisches Gefüge vorliegt, weshalb die Cu-haltige Legierung für die Optimierungsphase unverändert blieb. Die notwendige Verbesserung der Werkstoffzähigkeit wurde durch ein Anheben der Ausferritierungstemperatur von 370 auf 380 °C eingestellt. Dadurch konnten die Mindestwerte der Bruchdehnung verdoppelt und deren Streuung deutlich reduziert werden (**Tabelle 24**). Allerdings sinkt auch die 0,2 % Dehngrenze um knapp 60 MPa ab. Eine weitere Anhebung der Ausferritierungstemperatur erwies sich hinsichtlich Festigkeit und Duktilität als nachteilig.

T _{Ausferrit}	0,2 % Dehngrenze	Zugfestigkeit	Bruchdehnung
370 °C	798 ± 18 MPa	1044 ± 43 MPa	11,3 ± 6,2 %.
380 °C	741 ± 11 MPa	1041 ± 21 MPa	14,5 ± 3,0 %

Tabelle 24: Einfluss der Ausferritierungstemperatur auf die Zugversuchskennwerte von Proben aus ADI-Schwenklagern

Zur Umsetzung weiterer Leichtbaupotentiale und zur Einstellung einer homogeneren Spurhebelbelastung wurden in der Optimierungsphase folgende konstruktive Maßnahmen umgesetzt und mittels FE-Analysen in mehreren Schleifen hinsichtlich Steifigkeit und Belastbarkeit ausgelegt: Die radseitige Spurhebeltasche, in deren oberen Ecke der Anriss am Prüfstand auftrat, wurde geschlossen und die dem Rad abgewandte Tasche umgestaltet. Diese Ände-

rungen erbrachten einen deutlichen Gewinn an Steifigkeit und Belastbarkeit des Spurhebels bei nur minimalem Gewichtseintrag. Darüber hinaus wurden als Leichtbaumaßnahmen in den beiden seitlichen Rippen des Dämpferarms jeweils zwei Aussparungen eingebracht. Alle Leichtbaumaßnahmen zusammen erbrachten gegenüber der ersten Konstruktionsvariante ein Mindergewicht von 155 g, was gegenüber der Seriengeometrie mit GJS-400 einem Gewichtsvorteil von ca. 0,67 kg oder knapp 19 % entspricht. Die neue Geometrie des Schwenklagers nach der konstruktiven Optimierung zeigt **Abbildung 99**. Diese Geometrie wurde vom Projektpartner MAT über Einsätze in der Modellplatte umgesetzt und in der Cu-haltigen Legierung vergossen. Das Ausferritisieren bei HTM erfolgte bei 380 °C über 90 min. Zu Vergleichszwecken wurden auch Bauteile der alten ADI-Geometrie bei dieser Temperatur ausferritisiert und auf dem Prüfstand unter Betriebslast erprobt.

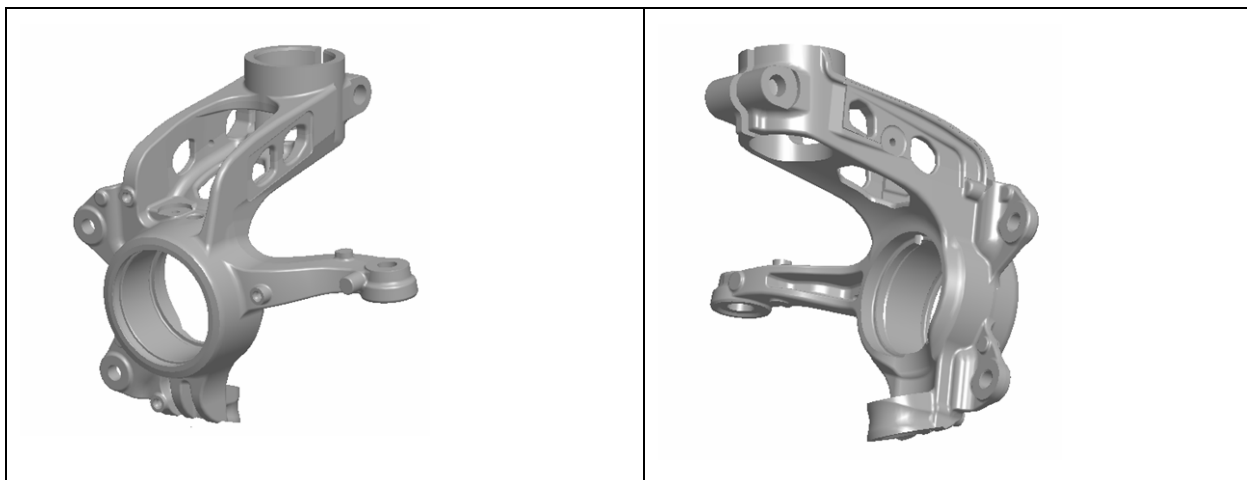


Abb. 99: Geometrisch optimiertes ADI-Schwenklager, $m \approx 2,87 \text{ kg}$

Die Ergebnisse der bei Audi durchgeführten 1-komponentigen Betriebslastprüfung der beiden ADI-Varianten zeigt **Tabelle 25**. Während die geänderte Wärmebehandlung im Rahmen der Streuung keinen oder nur einen geringen Einfluss auf die Lebensdauer des Spurhebels erkennen lässt, bringt die geometrische Optimierung mit Entfall der radseitigen Tasche einen Lebensdauererfolg von 50 bis 70 %. Der Ort des Anrisses verschiebt sich in Richtung des Radlagerbereichs (**Abbildung 100**).

ADI-Geometrie	Wärmebehandlung	Laufzeit Ist / Soll
„alt“, s. Abbildung 94	370 °C	187 %
„alt“, s. Abbildung 94	380 °C	210 %
„neu“, s. Abbildung 99	380 °C	319 %

Tabelle 25: Ergebnisse der 1-komponentigen Spurhebelprüfung der ADI-Schwenklager



„alt“, s. **Abbildung 94**



„neu“, s. **Abbildung 99**

Abb. 100: Ort des ersten Anrisses bei den beiden Spurhebelgeometrien des ADI-Schwenklagers

Ergänzend zu den 1-komponentigen Spurhebelprüfungen wurden mit beiden Schwenklagergeometrien 2-komponentige Betriebslastprüfung unter Längs- und Seitenkraft bei Audi durchgeführt. Den schematischen Prüfaufbau zeigt **Abbildung 101**. Die Ergebnisse enthält Tabelle 5. Bei der gewichtsoptimierten ADI-Variante erfolgt der Ausfall sehr früh nach etwa 40 % der geforderten Soll-Lebensdauer. Der Anriss beginnt in der spurhebelseitigen Rippe der Dämpferanbindung im Steg zwischen den beiden Aussparungen (**Abbildung 102**) und wird durch eine Überlagerung von Torsions- und Biegebeanspruchung verursacht. Begünstigt wird der frühe Ausfall durch die asymmetrische Ausführung dieses Bereichs bezüglich Stegbreite, Größe und Lage der Fenster. Die „alte“ Geometrie ohne Aussparungen in den seitlichen Rippen erreicht hingegen eine Lebensdauer, die den Sollwert um ca. Faktor 2,5 übertrifft, wobei das Versagen nicht im Dämpferarm auftritt.

Werkstoff	Geometrie	Laufzeit Ist / Soll
ADI-1000	„alt“, s. Abbildung 94	243 %
ADI-1000	„neu“, s. Abbildung 99	39 %

Tabelle 26: Prüfergebnisse der 2-komponentigen Längs- und Seitenkraftprüfung bei Audi

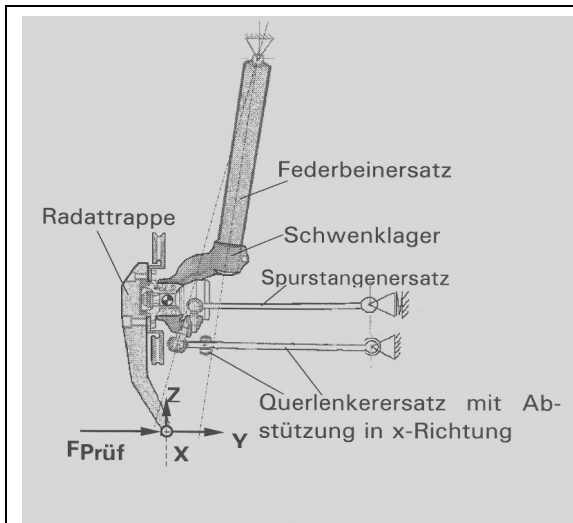


Abb. 101: Schematischer Prüfaufbau für die 2-komponentige Betriebslastprüfung



Abb. 102: Anrisse im Steg zwischen den Aussparungen bei der gewichtsoptimierten Variante

Zur Verifizierung der 2-komponentigen Prüfstandsergebnisse wurden lineare FE-Berechnungen von zehn ausgewählten Lastfällen aus dem Betriebslastkollektiv durchgeführt. Die starke Beanspruchungsüberhöhung im dünnen Steg der spurhebelseitigen Dämpferrippe wird aus den berechneten Spannungen sichtbar (**Abbildung 103**). Als Abhilfe wurde eine konstruktive Anpassung der Stegbreite und der Aussparungen in beiden seitlichen Rippen vorgenommen (**Abbildung 104**). Diese Änderungen wurden jedoch nicht mehr im Bauteil umgesetzt und geprüft, sondern nur rechnerisch mittels FE-Analysen verschiedener Lastfälle abgesichert.

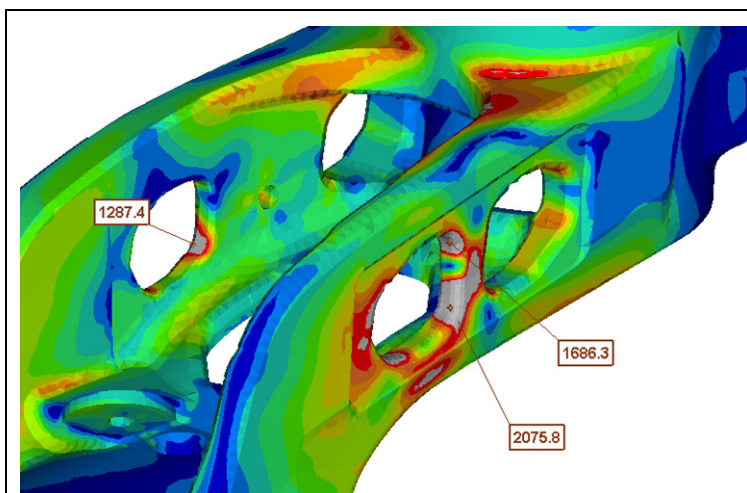


Abb. 103: FE-Analyse der 2-komponentigen Betriebslastprüfung

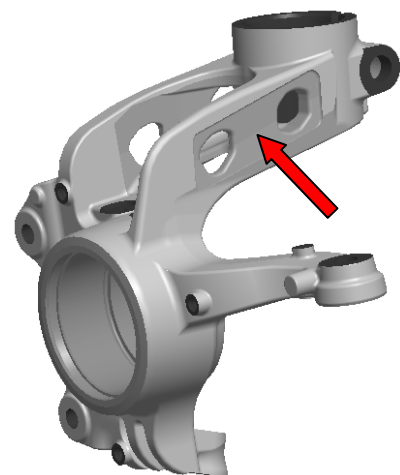


Abb. 104: Konstruktive Abhilfemaßnahme

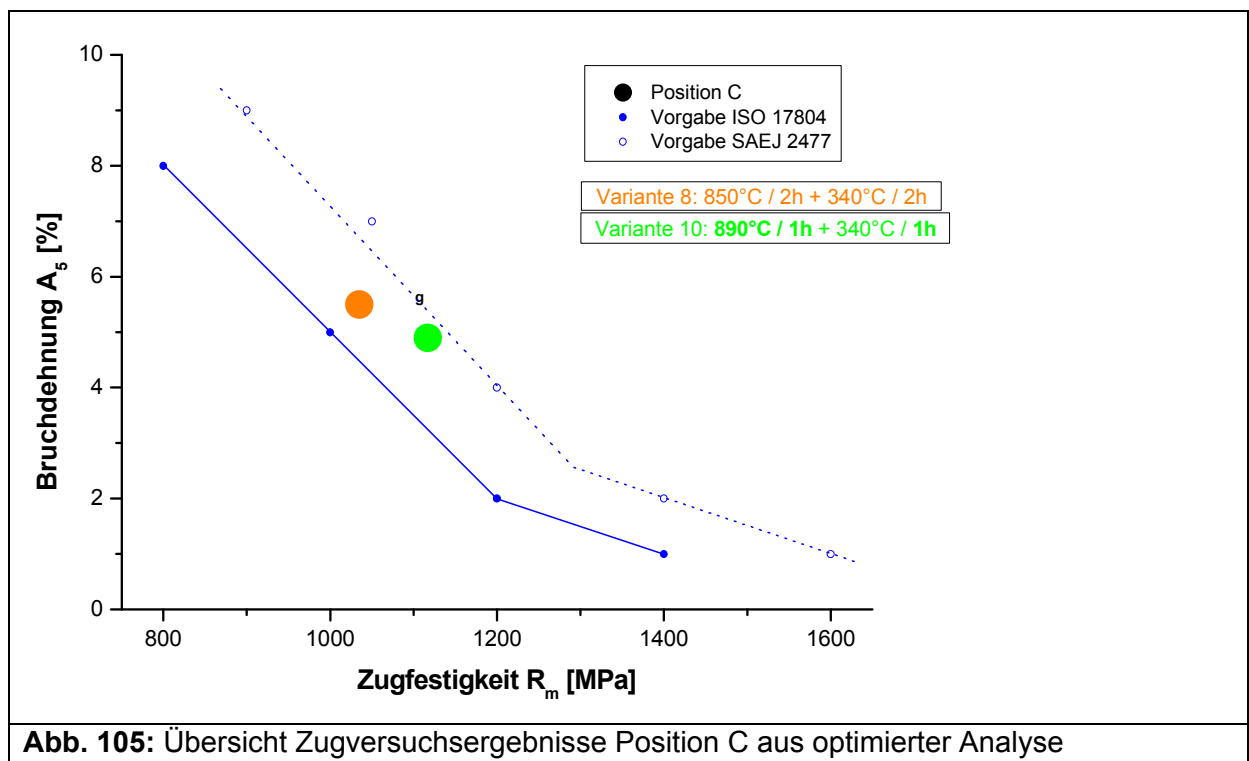
2.9.2 Werkstoffoptimierung

In Zusammenarbeit mit dem Gießer der Radnabe wurde eine für die ADI-Wärmebehandlung optimierte Analyse hergestellt. Für diese Analyse wurden der Cu-Gehalt von 0,6 auf 0,8% und der Ni-Gehalt von 0,02 auf 0,2% erhöht. Auch für diese Analyse wurden verschiedene Wärmebehandlungskombinationen bewertet. Zum einen die aus den Voruntersuchungen der Serienanalyse als am besten geeignete Variante 8, als auch eine von MAGMA simulations-technisch ermittelte Variante 10. Die sich für die optimierte Analyse ergebenden Festigkeiten (unbehandelt / wärmebehandelt) für Position C sind in **Tabelle 27** zusammengefasst.

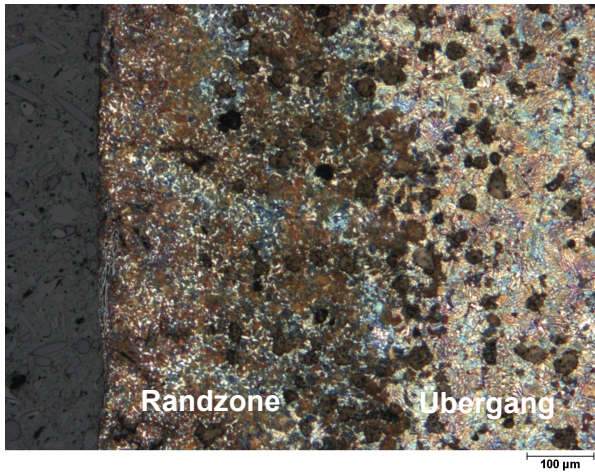
Zustand	Entnahme	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]
Ausgang	Serienanalyse	404	658	4,1	2,7
	"optimierte" Analyse	405	710	2,8	2,7
ADI	Variante 8	701	1035	5,5	5,3
	Variante 10	785	1117	4,9	7,0

Tabelle 27: Festigkeiten optimierte Analyse Ausgangszustand und ADI-behandelt

Wie aus **Tabelle 27** und **Abbildung 105** zu erkennen ist, werden auch für diese Variante typische ADI-Eigenschaften für beide Varianten der Wärmebehandlung erreicht.



Allerdings zeigt sich auch hier der aus den Vorversuchen an der Serienanalyse bekannte Effekt, dass für ADI typische mechanische Eigenschaften trotz eines perlitischen Gefüges (**Abbildung 106**) vorliegen.



ca. 100x, Randbereich Schliff
 Randzone: Perlit + 1-3% Ferrit + <1% Karbide
 Übergang: 5-10% Perlit + Ausferrit



ca. 500x, Kernbereich Schliff
 Perlit, ca. <1% Ferrit und <1% Karbide

Abb. 106: Gefüge für Wärmebehandlung Variante 10 an Schliff 5

Wie die Ergebnisse aus der Bauteilfestigkeitsuntersuchung (ZWARP, Verweis zu LBF-Kapitel) zeigen, werden die im Zugversuch ermittelten statischen ADI Eigenschaften auch für die dynamische Belastung umgesetzt. Es liegen auch hier deutliche Steigerungen der Bauteilfestigkeit für Serienanalyse und optimierte Analyse vor. Wie Schnellzugversuche (Verweis zu IWM-Kapitel) und Impactversuche (LBF-Kapitel) zeigen, besteht der Vorteil eines ADI's mit ausferritischem Gefüge speziell im Mißbrauchsfall. Hier weist dieser im Vergleich zu ADI Bauteilen mit Kohlenstoff gesättigten perlitischen Bereichen Vorteile im Zähigkeitsverhalten in Abhängigkeit der Dehnrates auf.

Zusammenfassend betrachtet liegt, trotz des vorhandenen Perlits als zunächst nicht optimal erscheinenden ADI's, aufgrund der ermittelten deutlichen Verbesserung der mechanischen Eigenschaften - im Vergleich zu den Radnaben aus GJS-600 - ein interessantes Anwendungspotenzial vor. Speziell der Gedanke der Auflastbarkeit vorhandener Serienbauteile für eine geringe Anzahl hochbelasteter Sonderanwendungen scheint realisierbar zu sein.

2.9.3 Prozessoptimierung

2.9.3.1 Ausgangssituation

Der Werkstoff ADI wird bei Eickhoff schon seit vielen Jahren gefertigt. Der Einsatz und der Nutzen hat sich als sehr positiv insbesondere bei der Gestaltungsfreiheit, dem Verschleißverhalten und den Festigkeitseigenschaften gezeigt. Die Notwendigkeit einer Prozessoptimierung liegt darin begründet, dass die Kenntnisse überwiegend auf Erfahrungen beruhen, nur wenige Werkzeuge zur Vorhersage der Gefügeausbildung vorliegen, und es bei dickwandigen Bauteilen immer wieder zu Abweichungen bei der Herstellung oder zu Schwierigkeiten bei der Bearbeitung kommt. Im Wesentlichen sind hier Mikroporositäten, Perlitreste im Gefüge und die Bildung von Martensit aus Austenit bei der Bearbeitung zu nennen. Des Weiteren hat sich die Umwandlung von Austenit in Martensit bei Zugversuchen als nachteilig auf

die Dehnungs- und Festigkeitswerte herausgestellt. Ziel der Prozessoptimierung soll auf Basis des Kenntnisstandes die Herstellung von Gussstücken aus ADI 1000 mit einer Wanddicke von 200mm sein.

Zur Prozessoptimierung wurden die folgenden Schritte durchgeführt:

- Festlegung und Ermittlung von relevanten Eigenschaften eines Demonstratorbauteils zur Verifizierung der Versuchsergebnisse
- Auswahl der zu verwendenden Legierungen und der Wärmebehandlungsparameter, mit der Überprüfung anhand von Versuchen mit 50mm YProben
- Übertragen der Versuchsergebnisse auf YProben von 50mm bis 200mm Wanddicke
- Abguss und Bewertung des Demonstratorbauteils

2.9.3.2 Festlegung des Demonstratorbauteils

Für die Erweiterung der Anwendung von ADI zeigt sich ein Bedarf bei Planetengetrieben, bei denen entweder Stahlschmiedeteile oder hochfeste Werkstoffe aus Gusseisen mit Kugelgraphit zum Einsatz kommen. Der Einsatz von ADI könnte zum Einen die Kosten senken die bei der Verwendung von Stahl entstehen, zum Anderen kann das Extremlastverhalten gegenüber den hochfesten Gusseisenwerkstoffen aus Kugelgraphit verbessert werden. Auch ein verbessertes Verschleißverhalten des ADI wäre bei den Anwendungen von Vorteil. Aus diesen Gründen fällt die Wahl für ein Demonstratorbauteil auf ein Hohlrad und auf einen Planetenträger. Bei dem Hohlrad hat sich bei der Überprüfung der Herstellbarkeit jedoch gezeigt, dass die Abmessungen dieses Bauteils so groß sind, dass dieses bei dem Projektpartner für die Wärmebehandlung zunächst nicht Wärmebehandelt werden kann. Aus diesem Grund wurde für das Projekt nur der Planetenträger als Demonstratorbauteil verwendet.

Abbildung 107 zeigt den ausgewählten Planetenträger für das Projekt. Der Träger hat eine Höhe von 1220mm, einen Durchmesser von 1360mm und ein Rohgussgewicht von 3300kg.

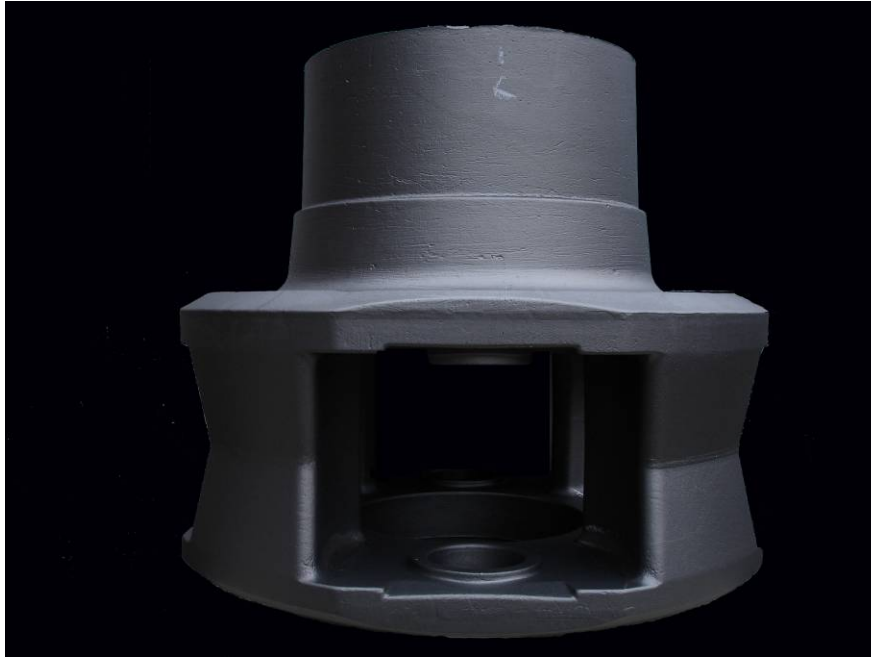


Abb. 107: Planetenträger mit 4 Planetenkammern

Der ausgewählte Planetenträger wird als Serienbauteil in einem Getriebe mit einer Übertragungsleistung von 2,5MW eingesetzt. Dieser Träger sollte von seinen Abmessungen und seiner Gestalt her unverändert als ADI Bauteil hergestellt werden. Zur Verifizierung der verwendeten Gießtechnik und der Metallurgie wurde der Planetenträger von MAGMA simuliert. Die Simulationsergebnisse wurden an dem Bauteil überprüft und zeigten eine sehr gute Übereinstimmung. Da es mit der bestehenden Gießtechnik in bestimmten Bereichen des Bauteils zu einer oberflächlichen Drossbildung kam, wurde diese korrigiert und noch einmal simuliert. Die Simulationsergebnisse und der daraufhin erzeugte Abguss zeigten, dass der Planetenträger fehlerfrei hergestellt werden kann. Für die weitere Vorgehensweise wurde unterstellt, dass die vorliegenden Ergebnisse für die mögliche ADI-Legierung übertragbar sind.

2.9.3.3 Auswahl der Legierungen und der Wärmebehandlungsparameter

Für die Herstellung von ADI ist es im Gegensatz zum Gusseisen mit Kugelgraphit notwendig, nicht nur den Gießprozess und die daraus resultierenden Werkstoffeigenschaften bei der Zusammensetzung der verwendeten Legierung zu berücksichtigen, sondern auch gleichzeitig die Wärmebehandlung mit den einzustellenden Parametern in die Auswahl einzubeziehen.

Grundsätzlich ist aus der Literatur und den praktischen Erfahrungen bekannt, mit welchen Elementen ein für die Wärmebehandlung geeignetes Gusseisen mit Kugelgraphit legiert werden kann, um bei einer Wärmebehandlung ein ADI-Gefüge zu erzielen. Als wesentliche Ele-

mente werden Kupfer, Nickel und Molybdän verwendet. Weiterhin sind auch die Elemente Mangan und Silizium zu berücksichtigen. Ziel ist es, bei der Auswahl der Legierungszusammensetzung, das Prozessfenster bei der Wärmebehandlung so zu gestalten, dass ein austenitisch- ferritisches- Gefüge ohne Perlit entsteht. Als wesentliche Einflussgrößen aus der Wärmebehandlung sind dabei die Austenitisierungstemperatur, die aus der gewünschten Festigkeit resultierende Salzbadtemperatur und die Wanddicke des Bauteils zu berücksichtigen. Die übliche praktische Vorgehensweise ist es, mit zunehmender Wanddicke der herzustellenden Bauteile, die Menge der zur Verfügung stehenden Legierungselemente zu steigern. Das Gleiche gilt für die Festigkeit, wobei mit steigender Umwandlungstemperatur für geringere Festigkeiten und höheren Dehnungswerte, die Menge an Legierungselementen erhöht wird.

2.9.3.4 Beschreibung der einzelnen Parameter

Kupfer wirkt als Legierungselement in Gusseisen perlitstabilisierend und wird üblicherweise mit einem Gehalten bis zu 1,0% zugegeben. Mit dieser Menge erreicht man üblicherweise einen für die Wärmebehandlung ausreichenden Perlitgehalt im Grundgefüge. Eine Zugabe über 1,0% bewirkt eine teilweise höhere Streckgrenze bei perlitischen Gusseisensorten und steigert teilweise den Perlitgehalt in dickwandigen Gussstücken, jedoch wird die Kohlenstoffdiffusion bei einer Wärmebehandlung gestört. So hat sich bei früheren Versuchen gezeigt, dass sich um die Graphitkugeln eine Zone mit strahligem Graphit bildet, der eher schädlich ist, so dass auf höhere Kupfergehalte verzichtet werden sollte.

Nickel erweitert das Austenitgebiet und erhöht dadurch die Kohlenstofflöslichkeit in Eisenwerkstoffen. Für austenitische Gusseisenwerkstoffe werden Nickelgehalte von 35% verwendet. Bei der Herstellung von ADI sind Gehalte von bis zu 2,0% üblich, deutlich höhere Gehalte sind hierbei auch denkbar. Die Wirkung von Nickel zeigt sich bei geringem Gehalt besonders in der Kombination mit anderen Legierungselementen, wobei dieses Verhalten nicht proportional mit der zugegebenen Menge gesteigert wird. Deshalb sollte die Zugabe von Nickel auch beschränkt werden.

Molybdän ist zur Steigerung der Härbarkeit von Eisenwerkstoffen das wirksamste Element und wird teilweise bis über 1% eingesetzt. Problematisch ist hier die Wirkung von Molybdän auf das Erstarrungsverhalten von Gusseisenwerkstoffen, denn ab einem Gehalt von 0,15% nimmt die Bildung von Porositäten deutlich zu und ist nur sehr schwer zu handhaben. Die praktische Erfahrung zeigt, dass bei einer Porositätsbildung die Dehnungs- und Festigkeitswerte nicht erreicht werden. Des Weiteren steigert Molybdän besonders bei langen Erstarrungszeiten in die Bereiche Restschmelze und bildet dort Molybdänkarbide. Deshalb werden bei der Herstellung trotz der guten Wirkung für die Härbarkeit nur Gehalte von maximal 0,25% verwendet, wenn es um die Erreichung der Festigkeitswerte geht.

Der Einfluss von Mangan ist für die Wärmebehandlung von dickwandigen ADI-Bauteilen nicht besonders groß. Mangan steigert die Festigkeit im Gusseisen, aber neigt aber auch zum Seigern. Begrenzte Gehalte im Gusseisen von ca. 0,25% haben ein gleichmäßigeres ADI- Gefüge gezeigt als Varianten, bei denen man auf Manganzugaben verzichtet hat.

Silizium sollte als Element bei der Herstellung von ADI begrenzt werden, da es die Löslichkeit von Kohlenstoff im Austenit einschränkt und somit die Stabilisierung des Restaustenits behindert.

2.9.3.5 Versuchsdurchführung

Für die erste Versuchsreihe sollten zum Einen zwei ausgewählte Legierungen auf ihre Verwendbarkeit zur Herstellung von dickwandigen ADI geprüft werden und zum Anderen sollten die Wärmebehandlungsvarianten geprüft werden. Als Kriterium für einen guten ADI-Werkstoff wurde hierbei die Dehnung im Zugversuch herangezogen, da diese besonders empfindlich auf einen nicht abgeschlossenen Wärmebehandlungsprozess bzw. auf eine Versprödung bei zu langer Haltezeit im Salzbad reagiert.

Für die Versuche wurden die Folgenden Parameter festgelegt:

[Alle Angaben in Masse%]

	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu	Ni	Mo
Leg 1	3,60	2,2	0,25	<0,015	<0,01	0,045	0,9	1,5	0,15
Leg 2	3,60	2,2	0,25	<0,015	<0,01	0,045	0,9	2,0	0,15

Tabelle 28: Festigkeiten optimierte Analyse Ausgangszustand und ADI-behandelt

Wärmebehandlungsparameter

- Austenitisierungsdauer 2h / 3h
- Austenitisierungstemperatur 880°C
- Salzbadtemperatur 300°C / 340°C / 360°C / 400°C
- Salzbadhaltezeit von 45 min bis 3 h 45 min im Abstand von 30 min

Für die Versuche wurden je Legierung alle Proben aus einer Charge in Formen aus Furanharz gegossen.

2.9.3.6 Versuchsergebnisse

Zur Bewertung der Versuche wurden von den Proben Metallschliffe und Zugproben angefertigt. Die wesentlichen Ergebnisse der durchgeführten Untersuchungen sind im Folgenden dargestellt.

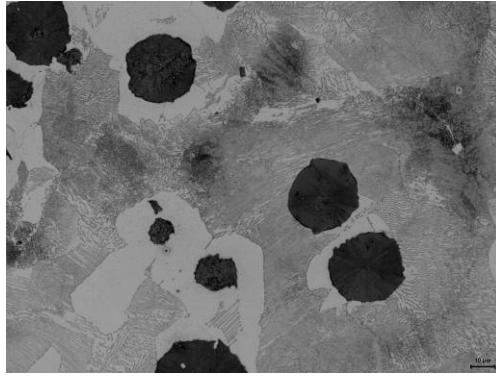


Abb. 108: Ausgangsgefüge der Y-Proben

Abbildung 108 zeigt das Ausgangsgefüge der Y-Proben im Gusszustand vor der Wärmebehandlung. Die Graphitusbildung ist bei allen Proben Form VI mit einem Anteil von >95% und einer Kugelzahl von 100 bis 150 je cm^2 , das Grundgefüge besteht aus Ferrit und Perlit mit einem Perlitgehalt von >85%.

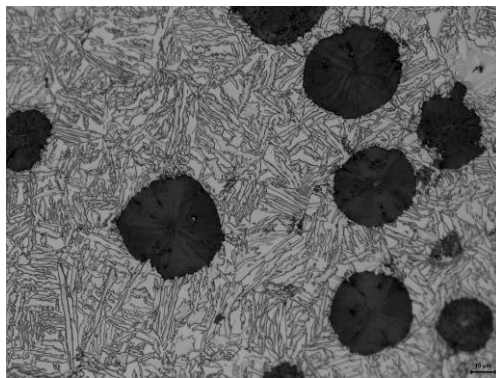


Abb. 109: ADI-Gefüge bei einer Umwandlungstemperatur von 400°C

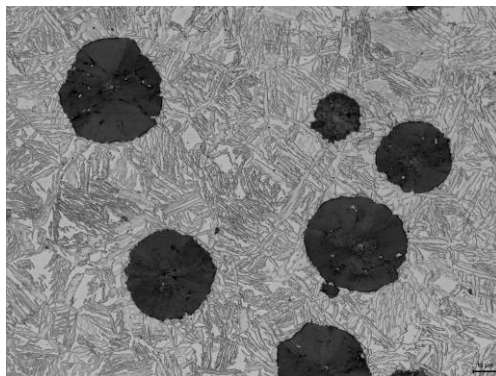


Abb. 110: ADI-Gefüge bei einer Umwandlungstemperatur von 360°C

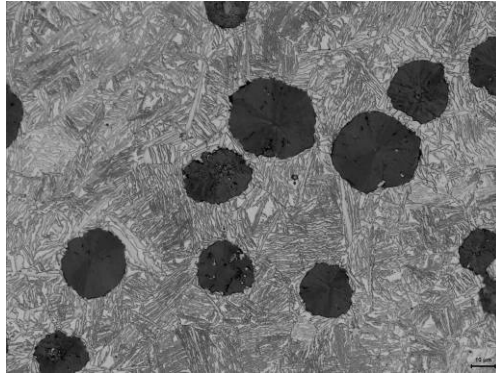


Abb. 111: ADI-Gefüge bei einer Umwandlungstemperatur von 340°C

Die Abbildungen 109 bis 111 zeigen jeweils das bei den Umwandlungstemperaturen erzielte ADI-Gefüge. Deutlich ist zu erkennen, dass mit abnehmender Umwandlungstemper die nadelige Ferritstruktur feiner wird und der Restaustenitgehalt abnimmt. Unterschiede im Grundgefüge bei verschiedenen Austenitisierungszeiten oder den Legierungen konnten metallographisch nicht nachgewiesen werden.

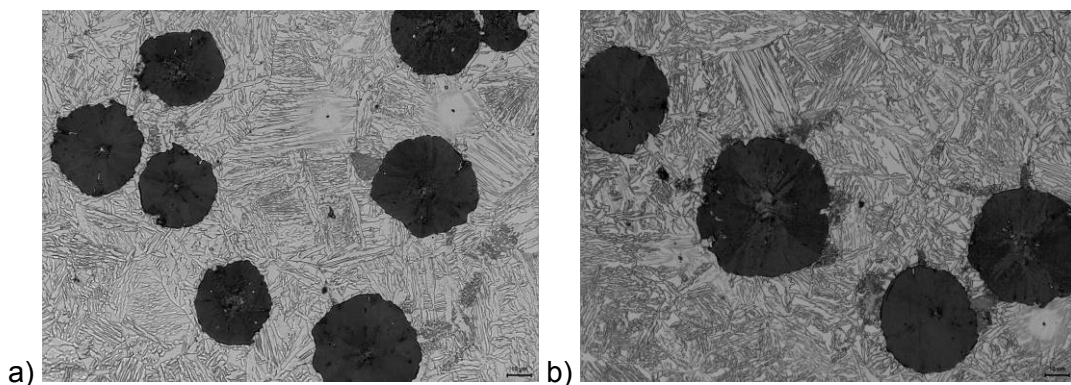


Abb. 112a und b: Anteile stabiler Restaustenit a) nicht ausreichend; b) ausreichend

Im Gegensatz zu den Untersuchungen bei den verschiedenen Umwandlungstemperaturen konnte zwischen den unterschiedlichen Haltezeiten von 45min bis 3h 45min mit lichtmikroskopischen Untersuchungen kein wesentlicher Unterschied gezeigt werden. Auffällig scheint nur, dass ein Gefüge, mit nicht ausreichend stabilem Restaustenit (**Abbildung 112a**) sich schlechter ätzen lässt (hell geätzte Bereiche) als ein Gefüge, das ausreichend Restaustenit aufweist (**Abbildung 112b**). Als Problem hierbei ist zu nennen, dass es aufgrund der Legierungszusammensetzung immer wieder wie in **Abbildung 113a und b** dargestellt zur Bildung von Mikroporositäten kommt.

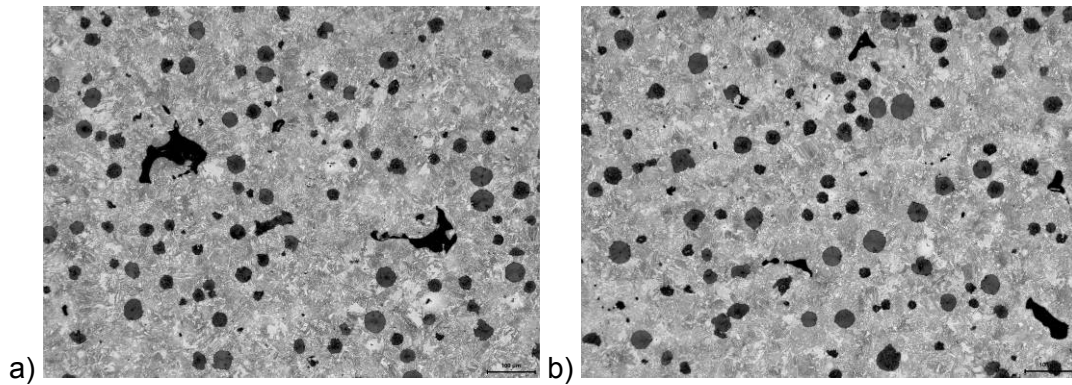


Abb. 113a und b: Mikroporositäten im Gefüge

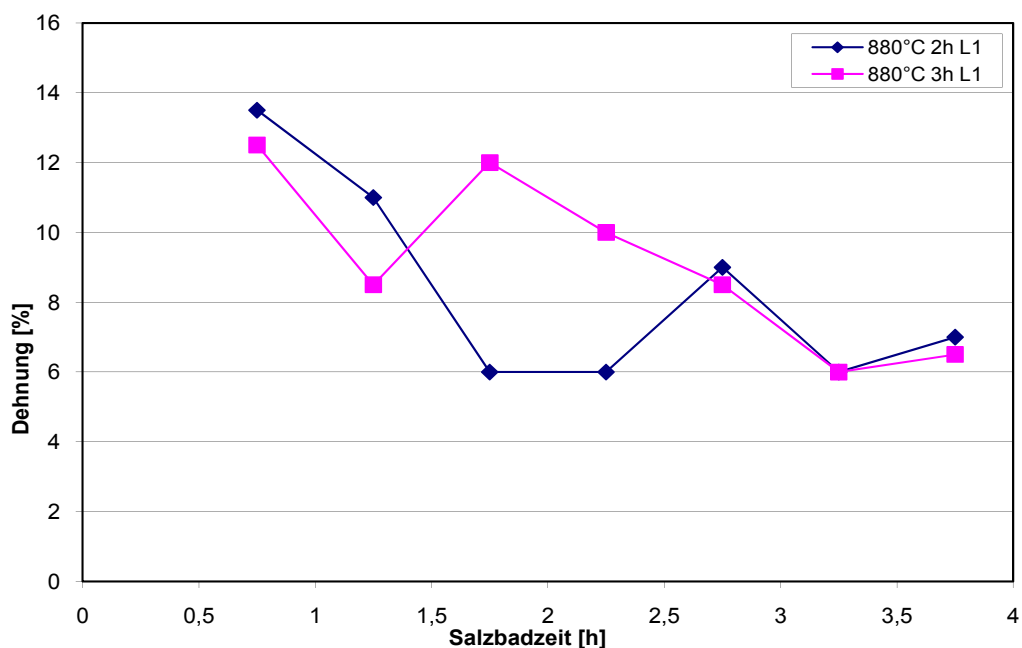


Abb. 114: Vergleich der Austenitisierungsdauer

Abbildung 114 zeigt den Vergleich der Austenitisierungsdauer von 2h und 3h (Leg. 1) und bei einer Salzbadtemperatur von 400°C. Es ist deutlich zu erkennen, dass das Festigkeitsmaximum schon bei 45min erreicht ist und es danach zu einer Versprödung kommt. Ein wesentlicher Einfluss der Austenitisierungszeit ist nicht erkennbar. Die vorhandenen Ausreißer im Kurvenverlauf lassen sich auf Porositäten zurückführen.

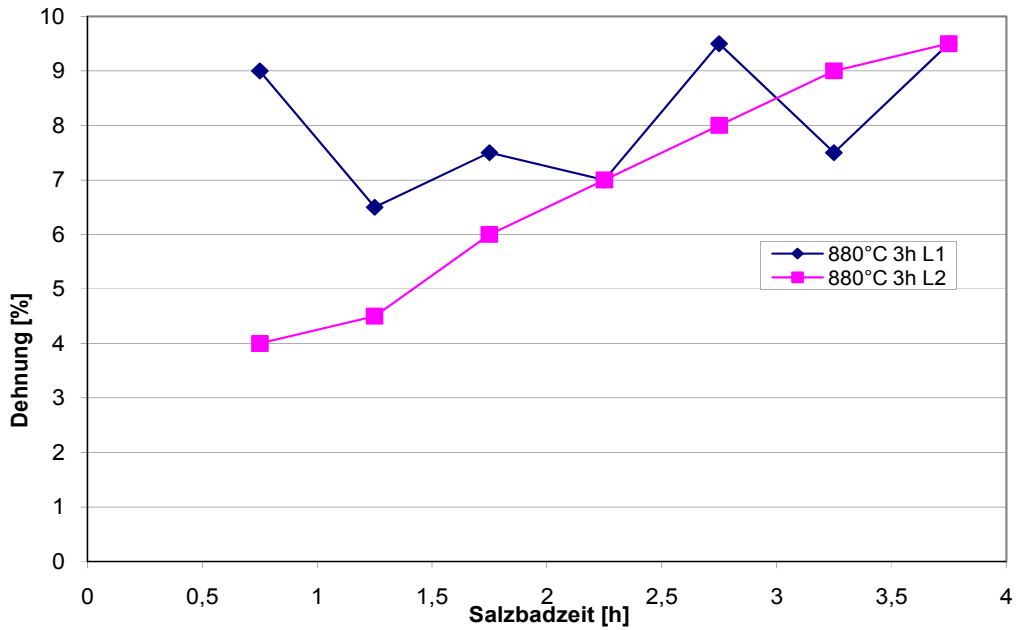


Abb. 115: Vergleich der Legierung 1 und 2 bei einer Austenitisierungszeit von 3h und einer Salzbadtemperatur von 340°C

Abbildung 115 zeigt den Vergleich der Legierung 1 und 2 bei einer Austenitisierungszeit von 3h und einer Salzbadtemperatur von 340°C. Bei der Legierung 2 ist im Gegensatz zu Legierung 1 ein deutlich zeitlicher Anstieg der Dehnungswerte zu erkennen.

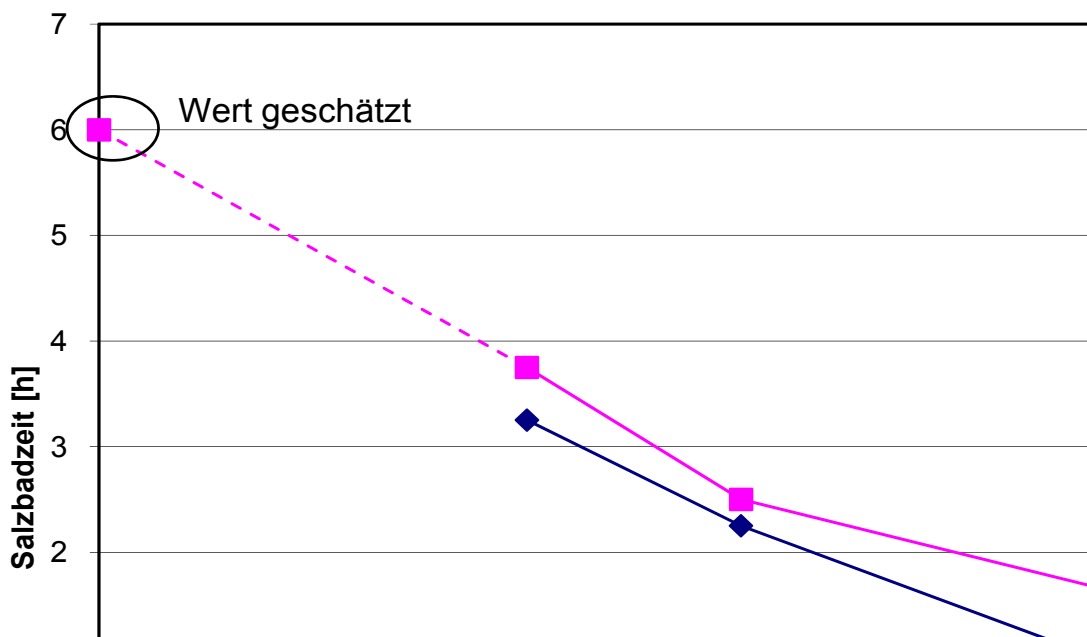


Abb. 116: Abhängigkeit von der Salzbadtemperatur und Haltezeitzeit im Salzbad

In **Abbildung 116** ist die Abhängigkeit von der Salzbadtemperatur und Haltezeit im Salzbad bis zur max. Dehnung für Legierung 1 und 2 dargestellt. Daraus ist eindeutig für beide Legierungen eine notwendig längere Verweilzeit im Salzbad bei abnehmender Temperatur bis zum Erreichen maximaler Dehnung zu erkennen. Daraus lässt sich auch ableiten, dass die Salzbadverweilzeit mit 3h 45min für die Umwandlungstemperatur von 300°C deutlich zu kurz gewählt wurde. Auch bei den Auswertungen zu diesen Parametern konnte kein Dehnungsmaximum gefunden werden. Wie im Bild angegeben, ist davon auszugehen, dass für solch niedrige Umwandlungstemperaturen die Haltezeit auf ca. 6h verlängert werden muss. Dieses Verhalten ist mit der verringerten Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs bei diesen Temperaturen zu erklären.

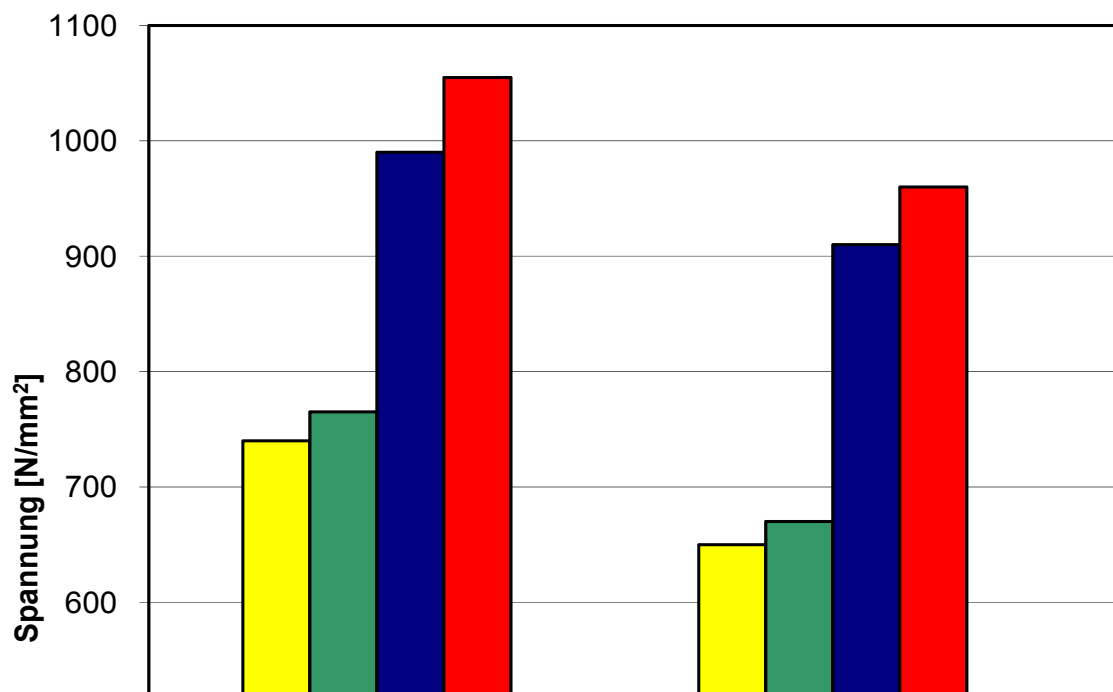


Abb. 117: Festigkeitswerte beim Erreichen der maximalen Dehnung

Die in **Abbildung 117** dargestellten Festigkeitswerte beim Erreichen der maximalen Dehnung zeigen den Vergleich von Legierung 1 und 2 bei den ausgewerteten Umwandlungstemperaturen. Dem Bild ist zu entnehmen, dass die gewünschte Sollfestigkeit von 1000N/mm² bei einer Umwandlungstemperatur von 340°C erreicht wird. Insgesamt zeigt die Legierung 2 höhere Festigkeitswerte als die Legierung 1.

Die Vorversuche mit 50mm Y-Proben zeigen im Wesentlichen, dass sich zum Erreichen der gewünschten Festigkeitswerte ein höherer Anteil an Legierungselementen positiv auswirkt. Es konnte auch gezeigt werden, dass bei niedrigeren Umwandlungstemperaturen, die Haltezeiten, zum Erzielen besserer Dehnungswerte, verlängert werden müssen obwohl ein ADI-

Gefüge mit den gewünschten Festigkeitswerten schon nach verhältnismäßig kurzer Zeit erreicht wird. Generell zeigen die Proben in denen Porositäten vorhanden sind geringere Dehnungswerte und einen Abfall bei der Zugfestigkeit, bei gleichzeitigem Erreichen der Streckgrenze.

2.9.3.7 Durchführung von Versuchen bis 200mm Wanddicke

Aus den Ergebnissen der Vorversuche wurde die folgende Versuchsreihe abgeleitet:

Für die Probengeometrie wurden Y-Proben mit den Abmessungen 50mm, 100mm, 150mm und 200mm gewählt. Alle benötigten Proben wurden aus einer Charge gegossen, um einen Einfluss verschiedener Behandlungschargen auszuschließen. Die Legierungszusammensetzung entspricht der Legierung 2 aus den Vorversuchen. Die Wärmebehandlungsparameter sind der **Tabelle 29** zu entnehmen. Diese wurden so gewählt, dass noch einmal der Einfluss der Austenitisierungsdauer und der Salzbadtemperatur geprüft werden konnte. Die Haltezeiten im Salzbad wurden entsprechend der Ergebnisse aus dem Vorversuch eingestellt.

	Austenitisieren	Haltezeit	Salzbadtemperatur	Haltezeit im SB
Versuch 1	880°C	3h	340°C	4h
Versuch 2	880°C	4h	340°C	4h
Versuch 3	880°C	5h	340°C	4h
Versuch 4	880°C	3h	360°C	2,5h
Versuch 5	880°C	4h	360°C	2,5h

Tabelle 29: Wärmebehandlungsparameter

2.9.3.8 Versuchsergebnisse

Zur Bewertung der Versuche wurden wie bei den Vorversuchen auch von den Proben Metallschliffe und Zugproben angefertigt. Die wesentlichen Ergebnisse der durchgeführten Untersuchungen sind im Folgenden dargestellt.

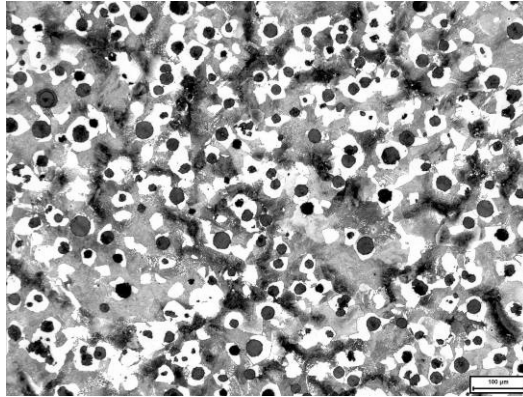


Abb. 118: Ausgangsgefüge der 50mm Y-Probe

Abbildung 118 zeigt das Ausgangsgefüge der 50mm Y-Probe.

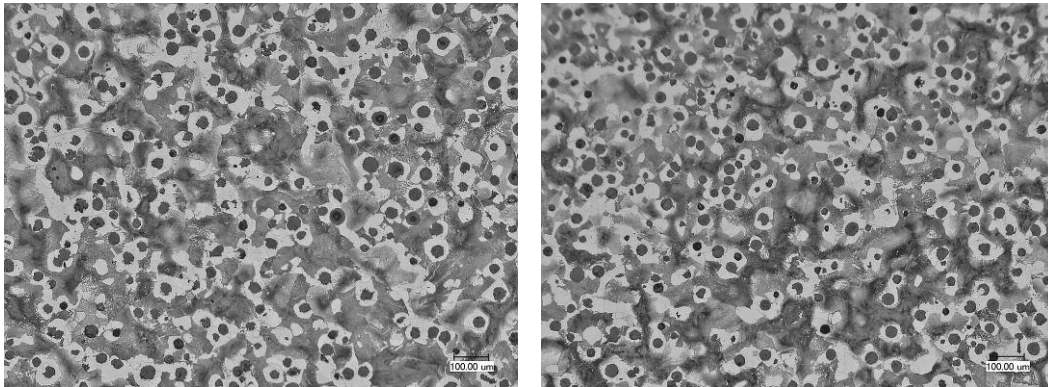


Abb. 119a und b: Ausgangsgefüge der 200mm Y-Probe im Randbereich und im Kern der Probe mit einem Abstand von 100mm zu den Rändern.

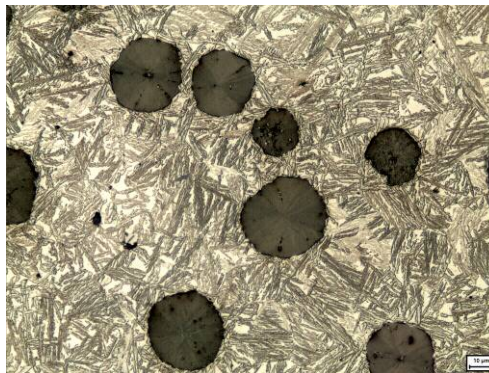


Abb. 120: 50mm Probe Kerngefüge

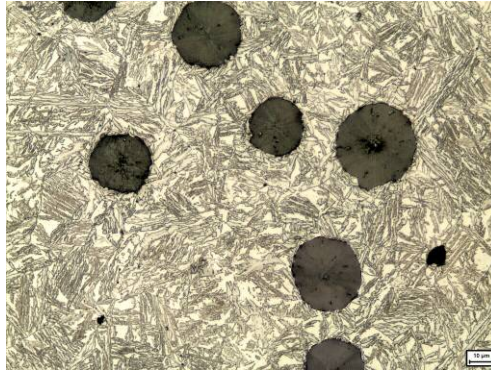


Abb. 121: 100mm Probe Kerngefüge

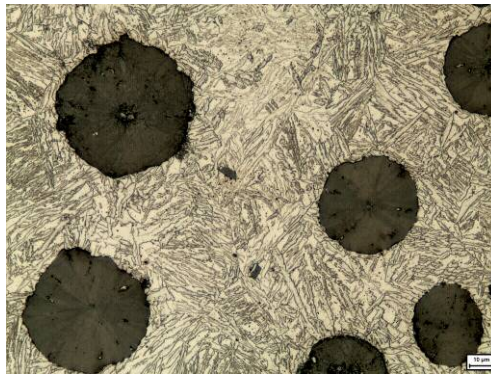


Abb. 122: 150mm Probe Kerngefüge

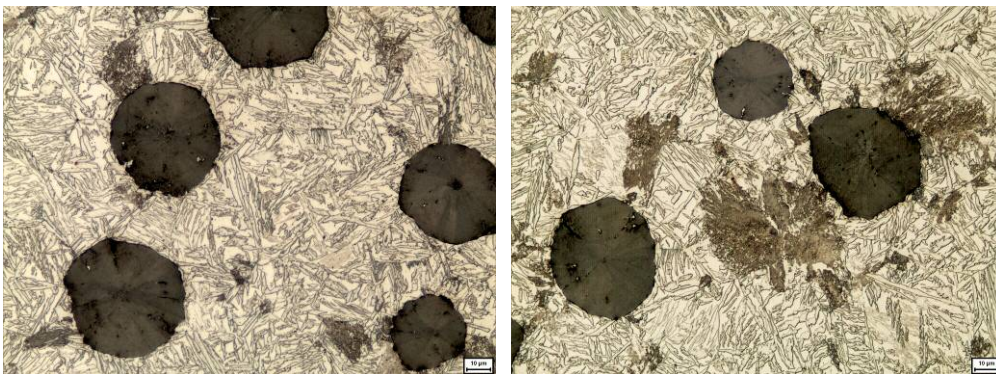


Abb. 123a und b: 200mm Probe Rand und Kern

Die **Abbildungen 120 - 123** zeigen die jeweiligen Kerngefüge der wärmebehandelten Y-Proben. Bei allen Proben wurde ein gutes ADI-Gefüge erzielt. Bei der 200mm Probe wurden im Rand sowie auch im Kern Perlitreste gefunden, wobei zum Kern hin der Perlitgehalt leicht zunimmt. In den Gefügen konnte auch bei der Zunahme der Wanddicke kein wesentlicher Unterschied festgestellt werden. Obwohl bei den Proben wiederum die Legierung 2 verwendet wurde, konnten nur sehr geringfügige Porositäten festgestellt werden.

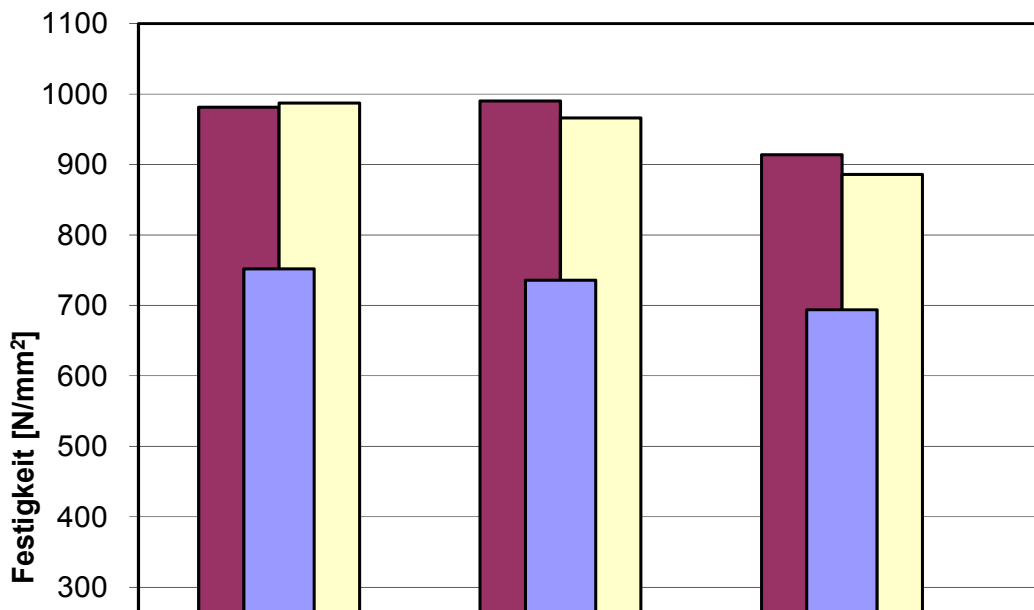


Abb. 124: Festigkeitsentwicklung über die Wanddicke im Randbereich und im Kern der Proben

Abbildung 124 zeigt die Festigkeitsentwicklung über die Wanddicke im Randbereich und im Kern der Proben. Deutlich ist hierbei die Abnahme der Festigkeits- und Härte- werte zu erkennen. Die 50mm Proben erreichen in etwa die Sollfestigkeitswerte von 1000N/mm^2 , während bei den 200mm Proben nur noch 880N/mm^2 erreicht werden. Die Proben mit den unterschiedlichen Wanddicken wurden zusammen in einer Charge wärmebehandelt. Bei dem Abschreckvorgang ist aber die Wanddicke grundsätzlich eine erhebliche Einflussgröße auf die resultierenden Festigkeiten.

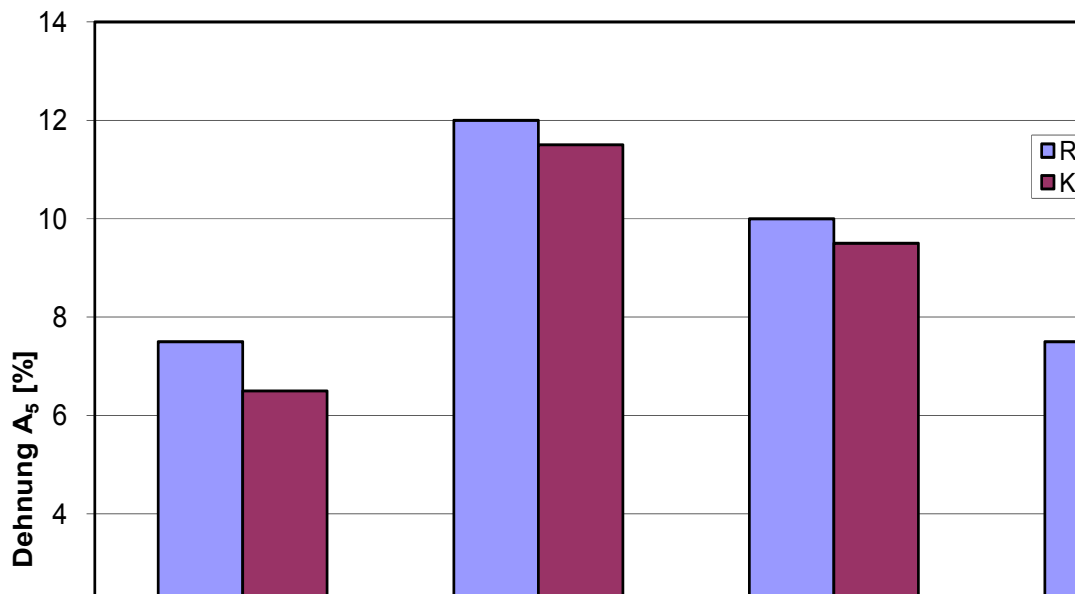


Abb. 125: Entwicklung der Dehnung im Rand und im Kern über die Wanddicke

Die **Abbildung 125** zeigt die Entwicklung der Dehnung im Rand und im Kern über die Wanddicke. Das Verhalten, dass die 50mm Proben entgegen den Erwartungen eine geringere Dehnung aufweisen als die dickeren Proben, konnte nicht eindeutig geklärt werden. Obwohl nur geringfügige Porositäten nachgewiesen werden konnten, ist anzunehmen, dass diese wiederum die Ursache für das beschriebene Verhalten ist. Insgesamt sind die bei den Proben erreichten Dehnungswerte als gut anzusehen.

Die Versuche für die Proben bis 200mm Wanddicke zeigen, dass es grundsätzlich möglich ist, den Werkstoff ADI mit entsprechenden Wanddicken zu erzeugen. Obwohl bei den 200mm Proben noch Perlit im Gefüge auftritt, sind die mechanischen Kennwerte als gut zu bewerten. Zur weiteren Verbesserung bei dickwandigen Proben könnte zum Einen der Nickelgehalt erhöht werden, zum Anderen könnte die Salzbadtemperatur abgesenkt werden, um die Perlitbildung zu verhindern. Bei den vorliegenden Ergebnissen ist davon auszugehen, dass geringere Festigkeiten mit höheren Dehnungswerten nur schwer zu erreichen sind

2.9.3.9 Abguss, Wärmebehandlung und Bewertung des Demonstratorbauteils aus ADI

Nach den Ergebnissen der Vorversuche wurde der ausgewählte Planetenträger zwei Mal abgegossen. Dazu wurde die Legierungszusammensetzung im Nickelgehalt auf 2,5% angepasst. Die Wärmebehandlung wurde auch noch einmal angepasst, um für diese Probeteile ein möglichst gutes Ergebnis zu erzielen. Die Wärmebehandlungsparameter wurden wie in der folgenden Tabelle eingestellt:

Vorwärmen	Austenitisieren	Eintauchtemperatur im Salzbad	Salzbadtemperatur bei der Umwandlung	Haltezeit im Salzbad
600°C / 2h	880°C / 6h	310°C	340°C	5h

Tabelle 30: Wärmebehandlungsparameter für den Planetenträger

Nach der Wärmebehandlung wurde einer der Planetenträger zur Erprobung zerstört, dabei wurden die Härteverteilung, die Festigkeitswerte und die Gefügeausbildung bestimmt.

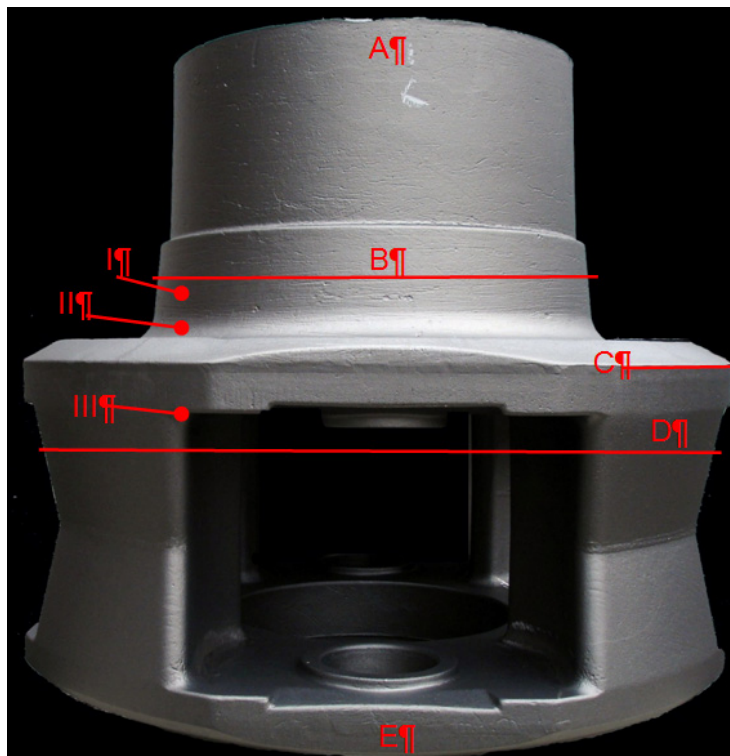


Abb. 126: Prüfbereiche am Planetenträger

Abbildung 126 zeigt die Prüfbereiche im Planetenträger. In den Bereichen A bis E wurden jeweils die Gefügeausbildung und die Härte bestimmt. Dazu wurde der Planetenträger an den Positionen B und D zerteilt und an der Position C bis ca. 40mm ausgefräst. Die Untersuchung wurde an den Schnittflächen jeweils am Rand und in der Wandmitte durchgeführt. Die Gefügeprüfung hat gezeigt, dass in allen Querschnittsbereichen ein ADI-Gefüge vorliegt. In den einzelnen Bereichen konnten nur Unterschiede bei der Ausbildung der Ferritnadeln gefunden werden, die im Verhältnis zu den Proben eine relativ grobe Struktur aufweisen. Diese Unterschiede korrespondieren auch mit den Härtewerten, welche je nach Wanddicke und Prüfposition zwischen 240HB und 280HB liegen. Die Festigkeitswerte wurden an den Positionen I bis III bestimmt. Bei der Position I wurden 3 Proben parallel zur Schaftoberfläche ausgearbeitet und geprüft. An den Positionen II und III wurden jeweils 3 Proben unter 45° zum Wanddickenübergang ausgearbeitet. Die ermittelten Werte für die Streckgrenze liegen

gleichmäßig im Bereich von 550N/mm² bis 560N/mm². Die Zugfestigkeit liegt zwischen 706N/mm² 733N/mm², im Schaft liegt diese bis 800N/mm². Die Dehnungswerte liegen bei 3% und im Schaft bis 8%. Insgesamt liegen die Festigkeits- und Dehnungswerte im Vergleich zu den Probenwerten auf einem verhältnismäßig niedrigen Niveau. Insgesamt ist festzustellen, dass zunächst das Ziel das Demonstratorbauteil aus ADI herzustellen, abgesehen von einem Verbesserungspotential bei den Festigkeitswerten, erreicht ist, so dass der Zweite gegossene und wärmebehandelte Planetenträger in eine Getriebe zu Testzwecken verbaut wird. Als ein weiteres positives Ergebnis konnte festgestellt werden, dass bei länger Wärmebehandelten Proben, wie auch beim Planetenträger, die Bearbeitung deutlich leichter ist und ohne die zum Teil üblichen Schwierigkeiten abläuft.

2.10 Konstruktionsrichtlinien und Gestaltungshinweise

Die Proben aus Bauteilen und die Proben aus gesondert abgegossenen Proben der wärmebehandelten Sphärogusslegierungen weisen eine im Vergleich zu konventionellen sphärolithischen Eisengusswerkstoffen höhere Schwingfestigkeit auf. In den Untersuchungen wurden Schwingfestigkeiten von $\sigma_{1,a} = 270$ MPa bis $\sigma_{1,a} = 430$ MPa ($R=-1$) am Referenzpunkt von $N_{Ref} = 10^7$ Schwingspielen und einer Ausfallwahrscheinlichkeit von $P_{\dot{U}} = 50\%$ festgestellt. Die untersuchten Probengrößen waren $V_{90\%} = 138$ mm³ bei den Proben aus dem Schwenklager, welche die höchsten Schwingfestigkeiten erreichten, und $V_{90\%} = 216$ mm³ bei allen anderen Versuchen an Proben.. In den Versuchsreihen an Proben zeigten sich Streuungen mit Streumaß $T_{\sigma,\dot{U},10\%/90\%} = 1:1,1$ bis $T_{\sigma,\dot{U},10\%/90\%} = 1:1,2$. Wurden beispielsweise alle Chargen der Abgüsse von Eickhoff an Y3 Proben gemeinsam ausgewertet, wurde ein Streumaß von $T_{\sigma,\dot{U},10\%/90\%} = 1:1,3$ ermittelt. Das Streumaß einer Versuchsreihe an Proben aus der Nabe mit ADI-optimierter Legierung war mit $T_{\sigma,\dot{U},10\%/90\%} = 1:1,5$ auffällig hoch. Die Probekörper wiesen teilweise makroskopisch sichtbare Porositäten auf. Ebenso auffällig war, dass sieben von neun der kraftgeregelten Versuchsreihen Abknickpunkte von zum Teil deutlich unter $N_k < 5 \cdot 10^5$ vermuten lassen. Die Zahl der jeweiligen Versuche ist aber zu gering, um von einer repräsentativen Beobachtung sprechen zu können.

Da die Streumaße der Versuchsreihen an Proben aus jeweils gleichen Fertigungschargen hergestellt wurden, wird empfohlen, wie bei der Auslegung von sphärolithischen Eisengusswerkstoffen ohne Wärmebehandlung ein Streumaß von $T_{\sigma,\dot{U},10\%/90\%} = 1:1,3$ anzunehmen. Die Voraussetzungen für diese Annahme sind eine gute porenfreie Qualität des Gussgefüges und eine hohe Oberflächengüte der zu bemessenden Bereiche. Die Eigenschaften von ADI Gussgefügen geringer Qualität weisen typischerweise erheblich höhere Streumaße auf, so dass für eine Auslegung von Bauteilen mit derartigen Gefügen die Annahme des Streumaßes von $T_{\sigma,\dot{U},10\%/90\%} = 1:1,3$ nicht empfohlen werden kann.

An Proben aus der LKW-Nabe mit optimierter ADI Legierung sind ebenfalls Versuche durchgeführt worden. Die Schwingfestigkeit dieser Proben ist signifikant geringer als die der Versuche an den anderen im Projekt untersuchten ADI-Proben und auch geringer als die der Versuche an Proben aus wärmebehandeltem GJS-600. Diese Reduzierung der Schwingfestigkeit ist auf eine erhöhte Porosität zurückzuführen. Ob zudem die Wärmebehandlung weiteren Einfluss der auf die niedrigen Schwingfestigkeiten ausgeübt hat, konnte im Rahmen des Projekts nicht weitergehend untersucht werden. Aus diesen Ergebnissen lässt sich ableiten, dass eine hohe Qualität des Abgusses sowie eine hohe Qualität der Prozesse für einen erfolgreichen Einsatz von ADI Werkstoffen in hoch beanspruchten Bauteilen wichtig ist, um das Potenzial des ADI Werkstoffs nutzen zu können.

An den Bauteilen wurden vergleichsweise hohe Schwingfestigkeiten in scharf gekerbten Bereichen und am Schwenklager auch in Bereichen der Gusshaut mit hoher Oberflächengüte festgestellt werden. Am PKW-Schwenklager wurde eine Schwingfestigkeit unter konstanter Belastungsamplitude ermittelt, welche aufgrund der Unzugänglichkeit des Anrissortes für eine Dehnungsmessung rückgerechnet wurde. Sie beträgt $\sigma_{1,a} = 470$ MPa bei $N_k = 2 \cdot 10^6$ mit einer Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_{\ddot{U}} = 50\%$. Das höchst beanspruchte Volumen beträgt $HBV_{90\%} = 0,8$ mm³. Die Länge des Anrisses, welche dieser Betrachtung zu Grunde liegt, entspricht $a = 10$ mm. Diese Länge entspricht dem vereinbarten Abschaltkriterium.

An der Nabe aus wärmebehandeltem GJS-600 wurde in der scharfen Kerbe des Ortes des ersten Anrisses eine Schwingfestigkeit von $\sigma_{1,a} = 574$ MPa am Abknickpunkt von $N_k = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen und einer Ausfallwahrscheinlichkeit von $P_{\ddot{U}} = 50\%$ ermittelt. Die Nabe, welche mit optimierter ADI Legierung abgegossen wurde, wies eine Schwingfestigkeit von $\sigma_{1,a} = 540$ MPa am Abknickpunkt von $N_k = 2 \cdot 10^6$ Schwingspielen und einer Ausfallwahrscheinlichkeit von $P_{\ddot{U}} = 50\%$ auf. Das höchst beanspruchte Volumen der Hot-spots kann nicht eindeutig ermittelt werden, da in der Umgebung der Verschraubung zwei Bereiche höchster Beanspruchung ineinander übergehen, wie auch aus dem Bruchbild erkennbar ist. Es liegt schätzungsweise zwischen $1-2$ mm³. Die genannten Schwingfestigkeitswerte wurden aus den Versuchen an Naben unter variabler Amplitude rückgerechnet, indem eine Schadenssumme $D = 1$ als zulässig angenommen wurde. Der so berechnete Wert stellt die Schwingfestigkeit eines schädigungsäquivalenten Einstufenkollektivs dar und ist typischerweise nur auf rotierende Komponenten ähnlicher Belastungsfolge, ähnlicher Fertigung und ähnlicher Gestalt übertragbar. Die Kennwerte sollten nicht bei der Auslegung beliebiger Bauteile aus ADI-Guss verwendet werden.

An Proben aus Bauteilen, welche keine auf die Wärmebehandlung abgestimmte Legierung aufwiesen (GJS-600 wärmebehandelt), wurde eine deutlich erhöhte Schwingfestigkeit im Vergleich zu sphärolithischem Eisenguss ohne Wärmebehandlung festgestellt. Sie beträgt $\sigma_{1,a} = 310$ MPa am Referenzpunkt von $N_{Ref} = 10^7$ Schwingspielen und einer Ausfallwahr-

scheinlichkeit von $P\ddot{U} = 50\%$. Das höchst beanspruchte Werkstoffvolumen der Probe beträgt $V_{90\%} = 216 \text{ mm}^3$. Diese Proben ließen anhand metallographischer Auswertung ein vorwiegend perlitisches Gefüge erkennen und wiesen somit kein typisches ADI-Gefüge auf. Die Schwingfestigkeit dieser Proben lag jedoch etwas unter der Schwingfestigkeit von Proben, welche mit abgestimmter Legierung dem Schwenklager entnommen oder Y3-Proben entnommen und wärmebehandelt wurden und ein typisches porenarmes ADI Gefüge in der Metallographie zeigten. Die Streuung dieser Versuche an Proben war vergleichbar mit den Streuungen, welche an ADI Proben ermittelt wurden; die Streuungen an der Nabe aus wärmebehandeltem GJS-600 waren höher als an Bauteilen aus ADI Legierungen. Die Wärmebehandlung von Sphärogussbauteilen, welche keine optimale ADI Legierung aufweisen und kein typisches ADI Gefüge in der Metallographie zeigen, hat Potenzial zur Steigerung der Festigkeit und Schwingfestigkeit von Komponenten, da sowohl die statischen Kennwerte Zugfestigkeit und Dehngrenze als auch die Schwingfestigkeit im Vergleich zu Sphärogussbauteilen ohne Wärmebehandlung gesteigert werden konnten. Die Bruchdehnung des untersuchten wärmebehandelten GJS-600 betragen $A_5 > 7\%$ bei einer Zugfestigkeit von $R_m > 1000 \text{ MPa}$. Die wenigen in diesem Projekt erarbeiteten Versuchsergebnisse erlauben jedoch nicht, Konstruktionsempfehlungen für diese Art der Wärmebehandlung abzuleiten. Empfohlen wird eine weiterführende wissenschaftlich-technische Untersuchung der vorliegenden Gefügephasen und der Einfluss variierender Wärmebehandlungsparameter und Legierungsbestandteile auf die genannten Eigenschaften.

Vergleicht man die Ergebnisse der Schwingfestigkeitsversuche an Bauteilen mit denen an Proben, so ist tendenziell eine Steigerung der Schwingfestigkeit bei kleiner werdenden höchst beanspruchten Werkstoffvolumina erkennbar. Die vorliegenden Daten erlauben jedoch nicht, quantitative Empfehlung zur Annahme der Abhängigkeit der Schwingfestigkeit vom hoch beanspruchten Werkstoffvolumen abzuleiten. Hierzu sind weiterführende Untersuchungen erforderlich.

Die an den Proben ermittelten Schwingfestigkeiten zeigen keine eindeutige Abhängigkeit von der Zugfestigkeit oder der Dehngrenze. Beispielsweise zeigen die Proben aus dem Schwenklager eine etwa 25% höhere Schwingfestigkeit obwohl die Zugfestigkeit im Vergleich zu den aus Y3 Proben entnommenen Proben etwa 10% geringer ist. Der Unterschied ist nicht allein aus dem unterschiedlichen Volumen der Schwingfestigkeitsproben von $V_{90\%}$, $Y3 / V_{90\%}$, $\text{Schwenklager} \approx 1,5$ erklärbar. Das Ergebnis lässt schließen, dass die Gefüge einen deutlichen Einfluss auf die Schwingfestigkeit haben.

Die in den Versuchen an Schwenklagern erreichten Schadenssummen unter variabler Belastung mit normalverteilten Amplituden waren in allen Fällen $D \geq 1$. Die Schadenssummen wurden unter Anwendung der linearen Schadensakkumulation nach Palmgren-Miner in der modifizierten Form nach Haibach unter Annahme der Neigung der Bauteilwöhlerlinie vor dem

Abknickpunkt ($k \approx 5$) und hinter dem Abknickpunkt mit $k=2 \cdot k-2$ ermittelt. Der Anrissort lag im Bereich der Gusshaut. Die in den Untersuchungen erreichten Schadenssummen sind um etwa Faktor 3 höher als Schadenssummen, welche in Versuchen an Gusseisen ohne Wärmebehandlung oder Bau- und Vergütungsstählen ermittelt werden können. Die in den Zugversuchen festgestellte Wandlung der Phasen von Austenit in Martensit ist möglicherweise auch für die hohen erreichbaren Schadenssummen in den Versuchen unter variabler Belastungsamplitude verantwortlich. Der Zusammenhang zwischen Phasenwandlung und Schwingfestigkeit sollte weiterführend untersucht werden, um die Schädigungsmechanismen näher erklären zu können.

In den Versuchen an Schwenklagern unter variabler Belastungsamplitude mit vorangegangenen 40 Sonderbelastungszyklen wurde keine signifikante Empfindlichkeit der Lebensdauer auf eine bis zu Faktor 1,7 über dem Kollektivhöchstwert liegende Sonderlast festgestellt, sofern man das Abschaltkriterium bei einer Risslänge von 10 mm festlegt. Bei den mit Faktor 1,7 beaufschlagten Schwenklagern traten bereits nach der Sonderlast Anrisse im gekerbten höchst beanspruchten Bereich auf. Die Untersuchungen zeigen eine sehr hohe Duktilität der Bauteile bei hohen Belastungen im Vergleich zu anderen hochfesten Gusseisenwerkstoffen. Um das Potenzial des ADI Werkstoffs im Bauteil in Hinblick auf Festigkeit und Betriebsfestigkeit voll nutzen zu können, ist eine hohe Güte des Grundwerkstoffs und eine gezielte Wärmebehandlung nötig. Eine wichtige Voraussetzung zur Erreichung guter bauteilgebundener Eigenschaften ist dabei die gießgerechte Gestaltung des Gussteils, ohne die wesentliches Potenzial des Werkstoffs verschenkt wird.

2.11 Notwendigkeit und Angemessenheit der geleisteten Arbeit

Im Rahmen des Projekts wurde ein umfangreicher Datensatz an Schwingfestigkeitsuntersuchungen und Untersuchungen zur zügigen Festigkeit unter erhöhten Dehnraten bereitgestellt. Zum Vergleich wurden Versuche zur Schwingfestigkeit und Versuche zur Schlagfestigkeit an ausgewählten Bauteilen durchgeführt. Die Ergebnisse können von Forschungsinstitutionen und von Industrieunternehmen in ihren Entwicklungsprojekten genutzt werden und stellen einen Beitrag zum Stand der Technik dar. Nur durch die Zusammenarbeit der Partner im Kooperationsprojekt LEA konnte ein hoher Grad an Nachvollziehbarkeit der Produktentstehung zugeordnet zu bauteilgebundenen Werkstoffeigenschaften erreicht werden. Ein derart umfangreicher Datensatz kann als außergewöhnlich in der öffentlich zugänglichen Forschung bezeichnet werden.

Die untersuchte Werkstoffgruppe bietet hohes Potenzial zur Gestaltung hoch belasteter komplexer Systeme in den Industriebereichen Maschinenbau, Energietechnik und Verkehrswesen. Das Projekt liefert einen Beitrag zur Produktgestaltung mit duktilem Eisenguss mit

Kugelgraphit und fördert somit den Einsatz des Werkstoffs. Obwohl die Notwendigkeit der Untersuchungen gegeben war, wäre eine Finanzierung durch die beteiligten Unternehmen allein nicht möglich gewesen. Das Projektergebnis hat dazu beigetragen, zwischen Zulieferern und Systemanbietern eine tiefer gehende Kommunikation in Hinblick Werkstoffqualität und Anforderungen an Bauteile aus duktilem Eisenguss zu ermöglichen. Nicht zuletzt stärkt die Bereitstellung von Daten, welche in der Entwicklung hoch belasteter Systeme verwendet werden können, den Entwicklungs- und Produktionsstandort Deutschland im internationalen Wettbewerb.

Durch die Kombination des Mehrkomponenten- und Mehrphasenmikrosegmentierungsmodells mit einem grenzflächenkinetischen Ansatz wurde ein weltweit einmaliges Modell geschaffen, das es erlaubt komplexe Vorgänge auf Werkstoffebene wie den Übergang von PE- zu LENP-Bedingungen und zudem Zwischenzustände wie unvollständige Umverteilung der Legierungselemente vorherzusagen. Darüber hinaus wurde eine frei verfügbare Datenbank für Gusseisen weiterentwickelt, um thermodynamische Informationen an der Phasengrenzfläche für die untersuchten Legierungen abzubilden.

Die bis zum Zeitpunkt der Arbeit vorliegenden Erkenntnisse beruhen zum Einen auf Literaturauswertungen und zum Anderen auf praktischen Erfahrungen aus der Herstellung von verschiedenen ADI-Bauteilen in unterschiedlichen Festigkeitsstufen. Die Kenntnisse beziehen sich zum überwiegenden Teil auf Bauteile mit kleineren Querschnitten. Die in der Literatur veröffentlichten Ergebnisse beschreiben zwar auch Bauteile und die Wirkung von verschiedenen Legierungen bei der Wärmebehandlung, beschränken sich aber nur auf kleine Proben und zeigen keine systematischen Bauteileigenschaften. Ziel dieser Arbeit, gegossene Bauteile aus ADI mit Wanddicken von ca. 200mm zu erzeugen, bedurfte daher einer systematischen Untersuchung zur Wanddickenabhängigkeit der Legierungen bei der Wärmebehandlung. Weiterhin war die Frage zu klären, ob sich solche Bauteile überhaupt durch eine Wärmebehandlung vollständig und über den gesamten Querschnitt zu dem Werkstoff ADI umwandeln lassen. Die Untersuchungsergebnisse zeigen, dass mit dem gewählten Ansatz für die Legierungsauswahl und den gewählten Wärmebehandlungsparametern das Ziel, das Demonstratorbauteil vollständig in den Werkstoff ADI umzuwandeln, erreicht wurde. Ein weiteres Ergebnis der Arbeit ist, dass die geforderten Werkstoffeigenschaften insbesondere die Dehnungswerte des Werkstoffes für höhere Festigkeitswerte, erst nach deutlich längerer Verweilzeit im Salzbad erreicht werden als bisher angenommen, obwohl schon nach verhältnismäßig kurzer Zeit ein ADI-Gefüge vorhanden ist, welches sich zumindest nach lichtmikroskopischer Auswertung nicht weiter verändert. Dieser Effekt zeigte deutlich, dass bisherige Annahmen verworfen werden müssen.

2.12 Voraussichtlicher Nutzen und Verwertbarkeit der Ergebnisse

Die technisch- wissenschaftlichen Projektergebnisse werden in Form von Softwareprodukten und damit verbundenen Dienstleistungen verwertet. Darüber hinaus sollen den herstellenden Betrieben Methoden für eine robuste und effiziente Fertigung zur Verfügung gestellt werden. Die Endanwender erwarten durch die Einführung neuer integrierter Methoden in die Bauteilentwicklungskette eine substantielle Verkürzung von Entwicklungszeiten und die Realisierung von anforderungsoptimierten ADI Bauteilen mit langer Lebensdauer. Sie sehen nur durch diesen Ansatz das Potenzial für eine breitere Akzeptanz von ADI und damit die Möglichkeit der Substitution bestehender konventioneller Werkstoffe.

Das vom GI entwickelte Mikroseigerungsmodell mit Grenzflächenkinetik soll in Forschung und Entwicklung angewendet werden, um bspw. bei Stählen, die ein höheres Umverteilungspotential aufweisen, das Ferritwachstum vorherzusagen. Mit dem bestehenden Modell wurden zudem ZTU-Schaubilder für den Ausferritisierungsprozess berechnet, die in der Praxis zur Wärmebehandlung herangezogen werden können. Die hier entwickelte thermodynamische Datenbank kann auch unabhängig von diesem Modell für thermodynamischen und kinetische Berechnungen eingesetzt und erweitert werden, was von den Projektpartnern MCh und GI auch angestrebt wird.

Die durchgeführten Untersuchungen haben einerseits deutliche Fortschritte zum Verständnis des Werkstoffes ADI erbracht, andererseits ist es gelungen das angestrebte Ziel, den Werkstoff auch für Bauteile mit größeren Wanddicken im Bereich bis 200mm herzustellen, zu erreichen. Die durchgeführten praxisnahen Versuche haben die Erkenntnis erbracht, dass nicht nur die eingestellte Salzbadtemperatur, sondern auch die Masse mit dem resultierenden Wärmefluss und die Behandlungsdauer im Salzbad, die Werkstoffeigenschaften stärker beeinflussen als bisher angenommen. Dadurch ist es deutlich besser als in der Vergangenheit möglich, auf Fehler einzuwirken bzw. diese in der Arbeitsplanung zu vermeiden. Des Weiteren können mit allen neu erworbenen Erkenntnissen Bauteileigenschaften vorhergesagt werden. Wie der Vergleich mit dem Demonstratorbauteil zeigt, ist es hierbei auch hilfreich, dass es MAGMA gelungen ist, die Wärmebehandlung mit einer guten Übereinstimmung zu simulieren. Nach den ersten Teilergebnissen ist es beispielhaft schon gelungen, für Getriebe aus dem Bereich der Bergbautechnik kleinere Planetenträger die bisher aus Stahlguss gefertigt wurden, mit Erfolg aus ADI herzustellen und einzusetzen. Dabei wurden die entsprechenden Bauteile ohne Veränderungen der Geometrie substituiert. Der nächste Schritt wäre es, das Demonstratorbauteil wie vorgesehen in ein Getriebe einzubauen, um damit die noch notwendige praktische Erfahrung für ein größeres Bauteil zu sammeln. Als Aufgabe aus dem Projekt lässt sich ableiten, dass weitere Bauteile aus ADI erzeugt werden können. Dabei ergibt sich der Vorteil gegenüber einem „normalen“ Gusseisen aus Kugelgraphit, ein kostengünstig herzustellendes Gussstück mit einer höheren Festigkeit zu versehen,

oder ein Stahlgussstück deutlich günstiger aus ADI herzustellen. Wie es die Untersuchungen deutlich gezeigt haben, reagiert der Werkstoff besonders empfindlich auf Mikroporositäten. Deshalb ist es erforderlich, um das Werkstoffpotential voll nutzen zu können, durch geeignete Maßnahmen die Poren zu verhindern. Als positiv ist zu bemerken, dass beim Bearbeiten der Proben und dem Zerteilen des Demonstratorbauteils keine Bearbeitungsschwierigkeiten aufgetreten sind. Daraus lässt sich für die Praxis eine Verbesserung der Bearbeitbarkeit von ADI-Bauteilen ableiten, die als weiteres Argument für den Einsatz von ADI herangezogen werden kann.

Die bereit gestellten Daten sind ein Beitrag zum Stand der Technik der Entwicklung von hoch beanspruchten Bauteilen aus wärmebehandeltem sphärolitischem Eisenguss ADI. Dadurch können die Einsatzmöglichkeiten und die Einsatzgrenzen des Werkstoffs innerhalb von hoch belasteten Systemen besser eingeschätzt werden. In Zertifizierungsprozessen sowie in Prozessen der Bauteilspezifikation können die erarbeiteten Ergebnisse zur Orientierung verwendet werden, um die Zulässigkeit von Ergebnissen der Qualitätsprüfungen zu beurteilen. Des Weiteren kann die Notwendigkeit von möglichen Prüfungen der Bauteilqualität im Rahmen von technischen Entwicklungen unter Verwendung von ADI –Guss durch die Projektergebnisse verbessert beurteilt werden.

Durch die erarbeiteten Ergebnisse wird Unternehmen der Gießereiindustrie und Anwendern von Produkten aus wärmebehandeltem Eisenguss mit Kugelgraphit (ADI) eine erweiterte Palette an Kenntnissen und Methoden zur Festigkeitsbeurteilung von Gusskonstruktionen bereitgestellt. Die Institute der Fraunhofer Gesellschaft werden dadurch in die Lage versetzt, Auslegungen von Gusskonstruktionen und Beurteilungen von Schäden an gegossenen Komponenten verbessert durchzuführen. Durch die Projektergebnisse erhalten Normungsgremien erweiterte Möglichkeiten, ihre Richtlinien und Normen auf diesen Beitrag zum aktuellen Stand der Technik auszurichten.

Die erarbeiteten Ergebnisse ermöglichen Unternehmen, ihre Spezifikationen zu prüfen und gegebenenfalls mittels der erlangten Erkenntnisse anzupassen. Dadurch kann ein Beitrag zur Bauteilsicherheit und zur Wirtschaftlichkeit von Gusskonstruktionen geleistet werden. Unternehmen, welche nur wenige oder noch keine Bauteile aus ADI –Guss einsetzen, erhalten mehr verlässliche Informationen, die zur Prüfung der wirtschaftlichen und technischen Einsatzmöglichkeiten von ADI-Guss geeignet sind.

Aus den Ergebnissen leitet sich weiterer Forschungsbedarf ab. Zum einen zeigen die Ergebnisse an Bauteilen und Proben bei nicht-optimaler Gefügebildung, dass die Bauteileigenschaften durch eine Wärmebehandlung grundsätzlich verbessert werden können. Ein Einsatz von Komponenten mit nicht-optimaler Gefügebildung ermöglicht einen noch wirtschaftlicheren Einsatz von wärmebehandeltem Eisenguss, daher erscheinen die vertiefte Untersuchung derartiger Gefügebildungsprozesse und deren Schwankungen in Forschungsprojekten

als lohnenswert. Des Weiteren hat die verformungsinduzierte Phasenwandlung einen wesentlichen Einfluss auf die Festigkeit und Duktilität von ADI Guss. Eine weitergehende Untersuchung in Forschungsprojekten, ob diese Phasenwandlung auch ursächlich für die ungewöhnlich hohen ertragbaren Schadenssummen bei zyklischer Belastung mit variabler Amplitude ist, erscheint als zielführend. In diesem Zusammenhang existiert ebenso Forschungsbedarf, ob die Kerbempfindlichkeit von ADI-Guss vergleichbar mit anderen Werkstoffen gleicher Festigkeit ist oder ob eine geringere Kerbempfindlichkeit grundsätzlich erkennbar ist; hierzu liegen noch zu wenige öffentlich verfügbare Informationen vor. Die genannten aus den Projektergebnissen abgeleiteten Themen werden in die wissenschaftliche Gemeinschaft eingebracht. Zu ausgewählten Themen können dadurch von der Fraunhofer Gesellschaft in Zukunft Forschungsprojekte gezielt beantragt werden. Nicht zuletzt fließen die Erkenntnisse in die Hochschulausbildung von Ingenieuren ein.

Abschließend kann festgestellt werden, dass der Werkstoff ADI in weiteren Bereichen des Maschinenbaus angewendet werden kann, und das Potential bei weitem noch nicht ausgeschöpft ist. Jedoch bedarf es einer sehr guten Kenntnis der metallurgischen Zusammenhänge sowie der Wärmebehandlungsparameter. Dies macht eine engere Zusammenarbeit zwischen den Gießereien und den Härtereien notwendig.

Die im Verlaufe des Projektes gesammelten Kenntnisse und Erfahrungen werden durch die Beratungstätigkeit der IfG-Ingenieure Eingang in die Gießereiindustrie finden. Insbesondere die für 16 Legierungen erstellten ZTU-Schaubilder (kontinuierlich und isothermisch) sind eine wichtige Arbeitsgrundlage für die Hersteller von ADI, um ihre Wärmebehandlungsprozesse optimieren zu können. Die gewonnenen Erkenntnisse unterstützen die Anwender bei der bauteilabhängigen Festlegung technologischer Parameter wie Legierungszusammensetzung und Wärmebehandlungsparameter.

Der Ergebnistransfer in die Gießereiindustrie erfolgt in erster Linie durch die Veröffentlichung des ausführlichen Projektberichtes. Insbesondere die Veröffentlichung der legierungsabhängigen ZTU-Schaubilder erweitert die zur Verfügung stehende Palette an Schaubildern von Gusseisenlegierungen deutlich.

2.13 Fortschritt auf dem Gebiet des Vorhabens bei anderen Stellen

Während der Projektlaufzeit sind auch Arbeiten an anderen Forschungsstellen bekannt geworden. Bei diesen Arbeiten standen auch Aspekte wie z.B. die Kopplung der Gieß- und Wärmebehandlungssimulation mit der Festigkeitsberechnung im Vordergrund. An der Montanuniversität Leoben wurde der Einfluß von Gefüge (Korngröße, Nodularität, etc.), der Mikroporosität und der Gussoberfläche auf die Betriebsfestigkeit von ADI Bauteilen untersucht. Zur Vorhersage der Gefügeverteilung wurden statistische Modelle verwendet, die auf Gieß-

simulationen mit MAGMASOFT beruhen [Woh2010]. Aus Untersuchungen an abgegossenen und wärmebehandelten Keilproben wurden Wöhlerkurven abgeleitet, die anschließend in der Festigkeitsberechnung verwendet wurden.

An der TU München, Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen, wurden Untersuchungen zur Kinetik der Phasenumwandlung in ausferritischem Gusseisen durchgeführt [Mei2010]. Hierzu wurde die Neutronendiffraktometrie angewendet. Bei der Austenitisierung konnte so über einen starken Anstieg der Gitterkonstante die Aufnahme von Kohlenstoff quantitativ nachgewiesen werden. Eine Kohlenstoffsättigung bei einer Austenitisierungstemperatur von 900 °C trat nach ca. 5-12 min. ein. Kupferhaltige Proben zeigten zudem einen erwarteten höheren Perlitanteil. Die Gitterkonstanten bieten somit eine Grundlage für ein Kohlenstoff- "Tracking". Dies liefert die Möglichkeit zur umfassenden Ermittlung von Prozessfenstern in Verbindung mit anderen Messverfahren.

Bei der Firma Calcom ESI aus Lausanne wird ebenfalls ein Modell zur Simulation der Wärmebehandlung von ADI verwendet welches auf ZTU-Diagrammen basiert [ESI2011]. Zur Beschreibung der Kinetik der Umwandlung kommt die KJMA Theorie (Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami) zur Anwendung.

Literatur:

1. [Mei2010] L. Meier, UTG München Kinetik der Phasenumwandlung in Ausferritischem Gusseisen, AGIFA-Symposium 2010, Aachen, 2. Dezember 2010
2. [Woh2010] Wohlfahrt, Uni Leoben, Integration of Casting Simulation into Fatigue Design, International User Meeting MAGMASOFT, 2010 Dresden
3. [ESI2011] U.Getzlaff, ACTech, O. Köser, A. Jacot, Calcom ESI, Lausannen, Vorhersage der Mikrostruktur von austenitisch-ferritischem Gusseisen (ADI) nach der Wärmebehandlung, WFO Technical Forum, 28.Juni 2011, Düsseldorf

3 Zusammenfassung und Ausblick

Das Vorhaben LEA - Leichtbau mit gegossenen ADI Bauteilen wurde vom Bundesministerium für Bildung und Forschung als förderwürdig eingestuft, um einen Beitrag zur stärkeren Nutzung des Werkstoffs ADI zu leisten. Das Vorhaben sollte dabei helfen, vorhandene Unsicherheiten in der Prozessführung deutlich zu verringern. Darüber hinaus sollten für Konstrukteure Hilfestellungen erarbeitet werden, ein Bauteil in ADI gießgerecht und werkstoffgerecht auszulegen. Die Anwendungen an den Demonstratorbauteilen sollten das Potential dieses Werkstoffs aufzeigen.

Im Rahmen des Projektes wurden hierzu Softwaremodelle zur Beschreibung der Wärmebehandlung entwickelt. MAGMA hat die entsprechenden Arbeiten durchgeführt. Für die Simulation der Austenitisierung galt es, den Nutzern quantitative Informationen über optimale Austenitisierungszeiten und Behandlungstemperaturen zur Verfügung zu stellen. Hierzu wurde ein Modell entwickelt, das die Phasenumwandlung von Ferrit/Perlit nach Austenit und die Verteilung des Kohlenstoffs im Austenit vorhersagt. Am Institut für Gießereitechnik IfG wurden Gussproben hergestellt, die an der Universität Jönköping untersucht wurden. Um ein breites Anwendungsspektrum abzudecken, wurden 16 verschiedene Legierungen definiert und untersucht.

Der Prozessschritt Abschrecken war im Wesentlichen geprägt durch die Arbeiten am IfG. Für alle 16 Legierungen wurden die Daten für ZTU Schaubilder ermittelt und angefertigt. Hierzu wurden unter möglichst gleichen Bedingungen umfangreiche Dilatometermessungen durchgeführt. Die ZTU Diagramme stellten die wichtigste Voraussetzung für die Modellierung des Abschreckens dar. Das Ziel der Abschrecksimulation liegt in der Bestimmung des Restaustenitanteils. Dabei verlaufen im Unterschied zur Austenitisierung die Phasenumwandlungen unter starken Ungleichgewichtsbedingungen.

Den aufwendigsten Teil der Wärmebehandlung stellt der Teilschritt Ausferritisierung dar. Die lokale Umwandlungskinetik wird geprägt durch den Ausgangszustand des Gefüges nach dem Abschrecken und der Keimbildung des Ferrits. Darüber hinaus sollten die Änderung der Mikrostruktur durch die Ausscheidung des Ferrits und die Entstehung von Mikrosegierungsprofilen unter dem Einfluss so genannter Kreuzdiffusionseffekte sowie der Ausscheidungshemmung durch grenzflächenkinetische Effekte in der Simulation berücksichtigt werden. Die Arbeiten hierzu fanden schwerpunktmäßig am Gießerei-Institut der RWTH Aachen statt. Für das entwickelte kinetische Umwandlungsmodell wurden thermodynamische Daten in Zusammenarbeit mit dem MCh der RWTH Aachen erarbeitet. Parallel zu diesen Arbeiten hat

MAGMA einen vereinfachten Ansatz erprobt, der nach umfangreichen Tests zu qualitativ vergleichbaren Ergebnissen führte. Daher wurde für die Berechnung der Demonstratorbauteile auf diesen Ansatz zurückgegriffen. Die beiden Ansätze werden ausführlich in Kapitel 2.3.3 beschrieben.

Mit dem Prototypen einer Software zur umfassenden Simulation der Wärmebehandlung von ADI wurden die drei Bauteile PKW-Schwenklager (Audi), Planetenträger (Eickhoff) und Nutzfahrzeug Radnabe (MAN) mit unterschiedlichen Optimierungszielen berechnet. Auf diese Weise konnten modifizierte Wärmebehandlungen beim Projektpartner Härtetechnik Hagen durchgeführt werden. Die resultierenden Prozessparameter sind in Tabelle 8 zusammengefasst.

Die untersuchten ADI-Werkstoffe zeigten unter zügiger Belastungen hohe Bruchdehnungen zwischen etwa 10% <math>A < 20\%</math> bei Zugfestigkeiten von $R_m > 1000$ MPa und $R_m > 1200$ MPa. Die untersuchten Varianten zeigen ein günstiges Verhalten bei zügiger Belastung unter erhöhter Dehnrates bis $\dot{\epsilon} = 100$ 1/s. Die erreichten Bruchdehnungen unter erhöhter Dehnrates sanken im Vergleich zum Zugversuch unter quasistatischer Belastung nicht signifikant ab. Die Festigkeit stieg dabei leicht an. Ebenso wurden günstige Eigenschaften unter tiefen Temperaturen bis $T = -40^\circ\text{C}$ festgestellt. Bei einer Zugfestigkeit von $R_m = 1300$ MPa wurde eine Bruchdehnung im Mittel von $A = 5\%$ festgestellt.

An ausgewählten Proben aus zwei unterschiedlichen Legierungen (je eine typische Legierung für dünn- und dickwandige Bauteile), an denen Zugversuche durchgeführt wurden, sind vom IWM röntgenographische Bestimmungen des Austenitgehalts durchgeführt worden. In allen untersuchten Fällen konnte eine signifikante Abnahme des Austenitgehalts im Bereich der Bruchfläche der Probe festgestellt werden. Eine Phasenumwandlung von Austenit zu Martensit konnte nachgewiesen werden. Auffällig war, dass Proben aus der Mitte einer Gussprobe mit dicker Wandstärke, welche geringere Festigkeiten aufwiesen als Proben aus dem Randbereich, ebenso auch geringere Gehalte an Austenit vor dem Zugversuch aufwiesen.

Wärmebehandeltes Gusseisen mit Kugelgraphit (ADI) erscheint wegen seiner hohen Festigkeit verbunden mit einer vergleichsweise hoher Duktilität sowie den guten Niedrigtemperatureigenschaften als gut geeignet zum Einsatz für Bauteile, welche variablen Belastungsamplituden einschließlich Sonderbelastungen ausgesetzt sind. Hierzu zählen Komponenten der Fahrzeugtechnik, der Verfahrenstechnik, des Maschinenbaus und des Windenergieanlagenbaus.

Die Empfindlichkeit von ADI-Gussbauteilen guter Gussqualität auf hohe Einzelbelastungen bei nachfolgender Belastung unter variabler Amplitude ist als gering zu bezeichnen. In diesem Zusammenhang wurde am untersuchten Schwenklager auch eine geringe Kerbempfindlichkeit beobachtet. Generell wurde eine um Faktor 3 höhere Schadenssumme an Schwenklagern in Versuchen unter variabler Belastungsamplitude festgestellt. Dies deckt sich mit dem aktuellen Stand der Technik. Auch in diesem Punkt zeigt sich eine Unempfindlichkeit der bauteilgebundenen Werkstoffeigenschaften gegenüber hohen Belastungsamplituden. Durch diese ungewöhnlich hohe Verlängerung der Lebensdauer unter variablen Belastungsamplituden gegenüber konstanten Amplituden, kann von einer begünstigenden Wirkung höher selten auftretender Belastungsamplituden gesprochen werden.

Wesentliches Augenmerk muss beim Einsatz von ADI Bauteilen auf die Qualitätssicherung gelegt werden, da eine metallographische Beurteilungen des Gefüges auch qualitativ keinen zuverlässigen Schluss auf die Werkstoffeigenschaften zulassen. Dies ist weder in Hinblick auf die Akzeptanz eines Gefüges möglich, noch in Hinblick auf eine Ablehnung eines Gefüges. Im Besonderen die möglichen prozessbedingten Streuungen in den Bruchdehnungen müssen überwacht werden, sofern außergewöhnlich hohe Belastungen im Betrieb auftreten können. Grundsätzlich erscheint eine Qualitätsbeurteilung mittels röntgenograpischer Bestimmung des Austenitgehalts als sinnvoll. Sofern der in diesem Projekt erarbeitete Kenntnisstand in Zukunft auf eine breite Basis von Untersuchungen an ADI-Gussbauteilen unter Berücksichtigung des Austenitgehalts gestützt werden kann, ist ein Einsatz derartiger Verfahren zumindest für einzelne Industriebereiche zu empfehlen. Voraussetzung hierzu ist jedoch eine Steigerung der Wirtschaftlichkeit des Prüfverfahrens und die Kenntnis der Zuverlässigkeit der Ergebnisse.

Sofern ADI-Bauteile eine erhöhte Mikroporosität oder sogar Makroporosität aufweisen, wurde eine Reduktion von Festigkeiten und Bruchdehnungen festgestellt werden. Eine hohe Qualität des Gussstückes vor der Wärmebehandlung ist daher Voraussetzung für die Einstellung guter Eigenschaftswerte von ADI-Bauteilen. Verfahren zur Bewertung von Porositäten und Gussgefügen sollten daher zu einer Anwendbarkeit auf wärmebehandelten Eisenguss weiterentwickelt werden, Diese Methoden werden aktuell für nicht-wärmebehandelte Gussbauteile mit Kugelgraphit entwickelt und erlauben eine verbesserte Einschätzung des Einflusses des Gussgefüges auf die Werkstoffeigenschaften.,.

Die Untersuchungen an wärmebehandeltem GJS-600, dessen Legierung nicht auf eine ADI Wärmebehandlung abgestimmt wurde, zeigten überraschend hohe Werte der Zugfestigkeit

und Bruchdehnung, so dass die Normwerte für einen GJS-1000 übertroffen werden konnten. Metallographisch war größtenteils ein vollperlitisches Gefüge feststellbar. Sofern die Eigenschaftsschwankungen durch eine nicht optimierte Wärmebehandlung reduziert werden können, ist hier insbesondere aus wirtschaftlichen Gesichtspunkten zusätzliches Potenzial zum Einsatz derartiger Wärmebehandlungsprozesse. Ebenso werfen diese Erkenntnisse die Frage auf, ob eine Forderung nach vollständiger ADI-Gefügebildung überhaupt eine angemessene Forderung im Besonderen für dickwandige Gussstücke darstellt, zumal die Eigenschaften unvollständig gegossener oder kaum ausgebildeter ADI-Bereiche nicht zwangsläufig auf die Eigenschaften perlitischer Sphärogusswerkstoffe reduziert werden. Tiefergehende Untersuchungen der Eigenschaften von teilweise umgewandelten Gefügen erscheinen aus wirtschaftlichen Gesichtspunkten für Massenprodukte und aus Sicht der werkstofftechnischen Machbarkeit bei Großgusskomponenten als wünschenswert.

Durch Einsatz der im Rahmen des Projektes erarbeiteten Erkenntnisse, Methoden, Konstruktionsrichtlinien sowie Softwarewerkzeuge wurden exemplarisch für die ausgewählten Demonstratorbauteile die folgenden Optimierungsziele erreicht:

1. Gewichtseinsparung durch den Einsatz von ADI für ein in Serie in GJS 400 gegossenes PKW Schwenklager um 19 % bei vergleichbaren Funktionseigenschaften
2. Leistungssteigerung einer LKW Nabe durch Substitution von GJS 600 durch ADI bei unveränderter Konstruktion und Fertigungstechnik
3. Fertigungsoptimierung der Wärmebehandlungsbedingungen und Behandlungszeiten am Beispiel eines Planetenträgers für Windkraftanwendungen

4 Anhänge

Anhang A-M: LBF, Versuchsmatrix und Ergebnistabellen, Diagramme,
Metallografie

Anhang N: IfG, ZTU-Diagramme, Abbildungen und Tabellen

5 Ansprechpartner

Projekt-Koordinator

MAGMA Giessereitechnologie GmbH

Dr. Jörg C. Sturm
Kackertstraße 11
52072 Aachen
Tel.: 0241/88901-55
E-Mail: JC.Sturm@magma-soft.de

und

Erik Hepp
Kackertstraße 11
52072 Aachen
Tel.: 0241/88901-55
E-Mail: E.Hepp@magma-soft.de

<http://www.lea-projekt.org>

Projektpartner

Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit LBF

Dipl.-Ing. André Heinrietz
Bartningstrasse 47
64289 Darmstadt
Tel.: 06151 705-271
Email: heinrietz@lbf.fhg.de

Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit LBF

Dr. Wolfgang Böhme
Wöhlerstr. 11
79108 Freiburg
Tel.: 0761 5142-191
Email: wolfgang.boehme@iwm.fraunhofer.de

Audi AG

Dr.-Ing. Anton Stich
EG82 / Werkstofftechnologie
85045 Ingolstadt
Tel.: 0841-893-7541
Email: anton.stich@audi.de

Eickhoff Gießerei GmbH

Dipl.-Ing. Hauke Müller
Hunscheidtstr. 176
44789 Bochum
Tel.: 0234 975 2766
Email: h.mueller@eickhoff-bochum.de

Gießerei-Institut der RWTH Aachen

Prof. A. Bührig-Polaczek
Intzestrasse 5
52072 Aachen
Tel.: 0241-80 95 880
Email: sekretariat@gi.rwth-aachen.de

Härtetechnik Hagen GmbH

Herr Jörg Schmul
Tiegelstraße 2
58093 Hagen
Tel.: 02331 358125
Email: j.schmul@haertetechnik-hagen.de

Institut für Gießereitechnik gGmbH

Dipl.-Ing. Ulrich Petzschmann
Sohnstr. 70
40237 Düsseldorf
Tel.: 0211-6871-271
Email: petzschmann@ifg-net.de

Anhang A

Versuchsmatrix und Ergebnistabellen

Versuchsmatrix

Versuchsreihe	Versuch	Formzahl	Belastungsverhältnis		
			$R_\varepsilon = -1$	$R_\sigma, \bar{R}_\sigma = -1$	$R_\sigma, \bar{R}_\sigma = 0$
Charge 2_1	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	R01	R02	
Charge 2_4	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	R03	R04	
Charge 1_4	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	R05	R06	
Charge 2	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	R07	R08	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		R11	
	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,28$		R10	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,28$			R12
AUDI Schwenklager Variante 1	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	R13	R14	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		R18	
AUDI Schwenklager Variante 2	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	R15	R17	
MAN Nabe WB600	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$		R16	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		R19	
MAN ADI	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$		R20	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		R21	

¹⁾ CA = konstante Amplituden; ²⁾ VA = variable Amplituden

Anzahl der Versuchspunkte

Versuchsreihe	Versuch	Formzahl	Belastungsverhältnis		
			$R_e = -1$	$R_{\sigma}, \bar{R}_{\sigma} = -1$	$R_{\sigma}, \bar{R}_{\sigma} = 0$
Charge 2_1	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	9 Versuche	12 Versuche	
Charge 2_4	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	11 Versuche	13 Versuche	
Charge 1_4	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	9 Versuche	11 Versuche	
Charge 2	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	10 Versuche	12 Versuche	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		8 Versuche	
	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,28$		11 Versuche	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,28$			8 Versuche
AUDI Schwenklager Variante 1	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	13 Versuche	11 Versuche	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		9 Versuche	
AUDI Schwenklager Variante 2	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	9 Versuche	10 Versuche	
MAN-NABE-WB600	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$		16 Versuche	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		9 Versuche	
MAN-ADI-NABE	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$		15 Versuche	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		10 Versuche	

¹⁾ CA = konstante Amplituden; ²⁾ VA = variable Amplituden

Zeichnungsnummern

Versuchsreihe	Versuch	Formzahl	Belastungsverhältnis		
			$R_e = -1$	$R_{\sigma}, \bar{R}_{\sigma} = -1$	$R_{\sigma}, \bar{R}_{\sigma} = 0$
Charge 2_1	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	Proben – Nr.: 1	Proben – Nr.: 1	
Charge 2_4	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	Proben – Nr.: 1	Proben – Nr.: 1	
Charge 1_4	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	Proben – Nr.: 1	Proben – Nr.: 1	
Charge 2	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	Proben – Nr.: 1	Proben – Nr.: 1	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		Proben – Nr.: 1	
	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,28$		Proben – Nr.: 2	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,28$			Proben – Nr.: 2
AUDI Schwenklager Variante 1	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	Proben – Nr.: 3	Proben – Nr.: 3	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		Proben – Nr.: 3	
AUDI Schwenklager Variante 2	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	Proben – Nr.: 3	Proben – Nr.: 3	
MAN-NABE-WB600	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$		Proben – Nr.: 1	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		Proben – Nr.: 1	
MAN-ADI-NABE	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$		Proben – Nr.: 1	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		Proben – Nr.: 1	

¹⁾ CA = konstante Amplituden; ²⁾ VA = variable Amplituden

Diagramm-Verzeichnis

Versuchsreihe	Versuch	Formzahl	Belastungsverhältnis		
			$R_e = -1$	$R_{\sigma}, \bar{R}_{\sigma} = -1$	$R_{\sigma}, \bar{R}_{\sigma} = 0$
Charge 2_1	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	B 24 – B 25	B 1	
Charge 2_4	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	B 26 – B 27	B 2	
Charge 1_4	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	B 28 – B 29	B 3	
Charge 2	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	B 30 – B 31	B 4	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		B 6	
	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,28$		B 5	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,28$			B 7
AUDI Schwenklager Variante 1	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	B 32 – B 33	B 8	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		B 11	
AUDI Schwenklager Variante 2	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	B 34 – B 35	B 10	
MAN-NABE-WB600	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$		B 9	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		B 12	
MAN-ADI-NABE	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$		B 13, B14	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$		B15	

¹⁾ CA = konstante Amplituden; ²⁾ VA = variable Amplituden

Metallographie

Versuchsreihe	Versuch	Formzahl	Belastungsverhältnis		
			$R_e = -1$	$R_{\sigma}, \bar{R}_{\sigma} = -1$	$R_{\sigma}, \bar{R}_{\sigma} = 0$
Charge 2_1	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	M 9 – M 11		
Charge 2_4	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	M 12 – M 22		
Charge 1_4	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	M 22 – M 27		
Charge 2	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$	M 28 – M 29		
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$			
	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,28$		M 2 – M 8	
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,28$			
AUDI Schwenklager Variante 1	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$			
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$			
AUDI Schwenklager Variante 2	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$			
MAN-NABE-WB600	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$			
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$			
MAN-ADI-NABE	Wöhler (CA ¹⁾)	$K_t = 1,0$			
	Gaßner (VA ²⁾)	$K_t = 1,0$			

¹⁾ CA = konstante Amplituden; ²⁾ VA = variable Amplituden

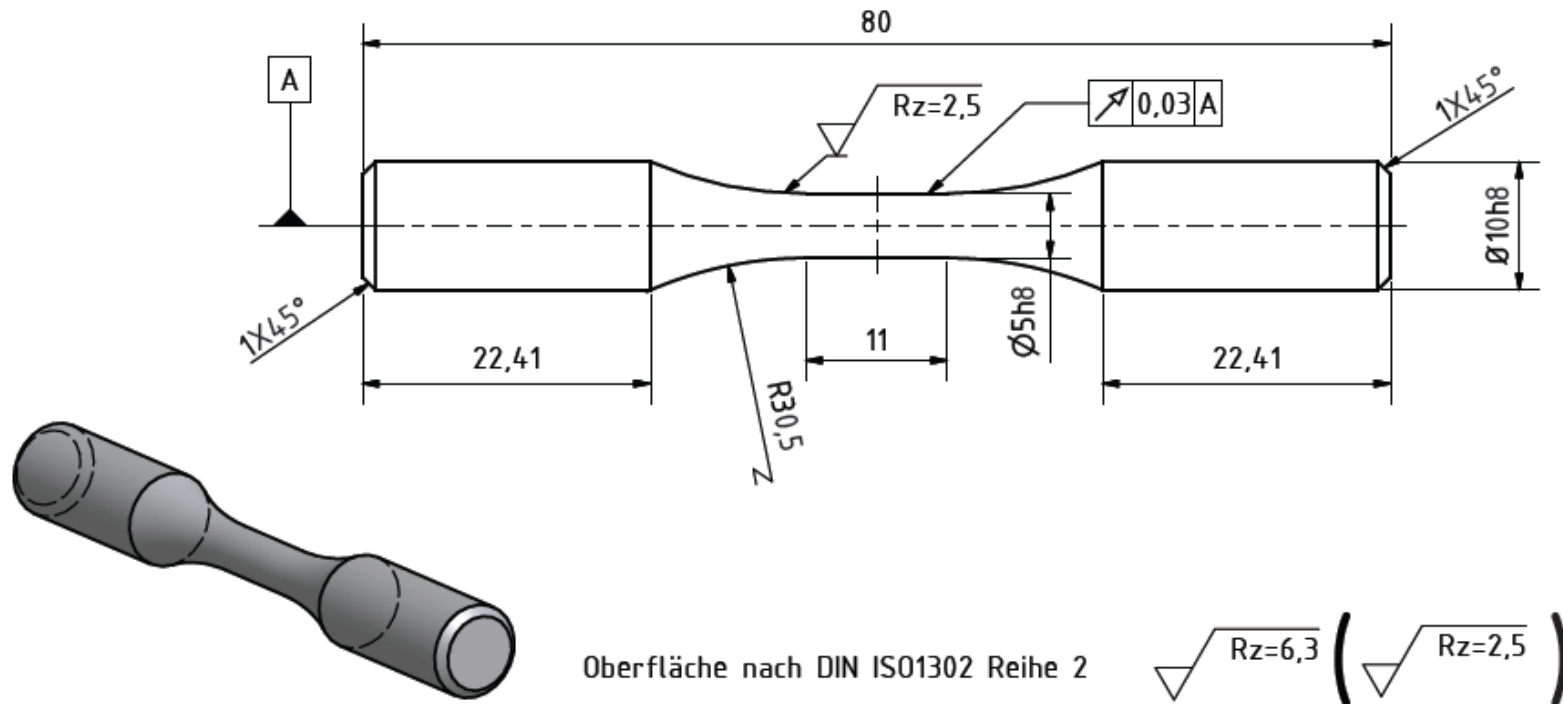
Probengeometrien

Proben – Nr.: 1

Werkstoffvariante: Charge 2_1, Charge 2_4, Charge 1_4, Charge 2; MAN-NABE-WB600, MAN-ADI-NABE

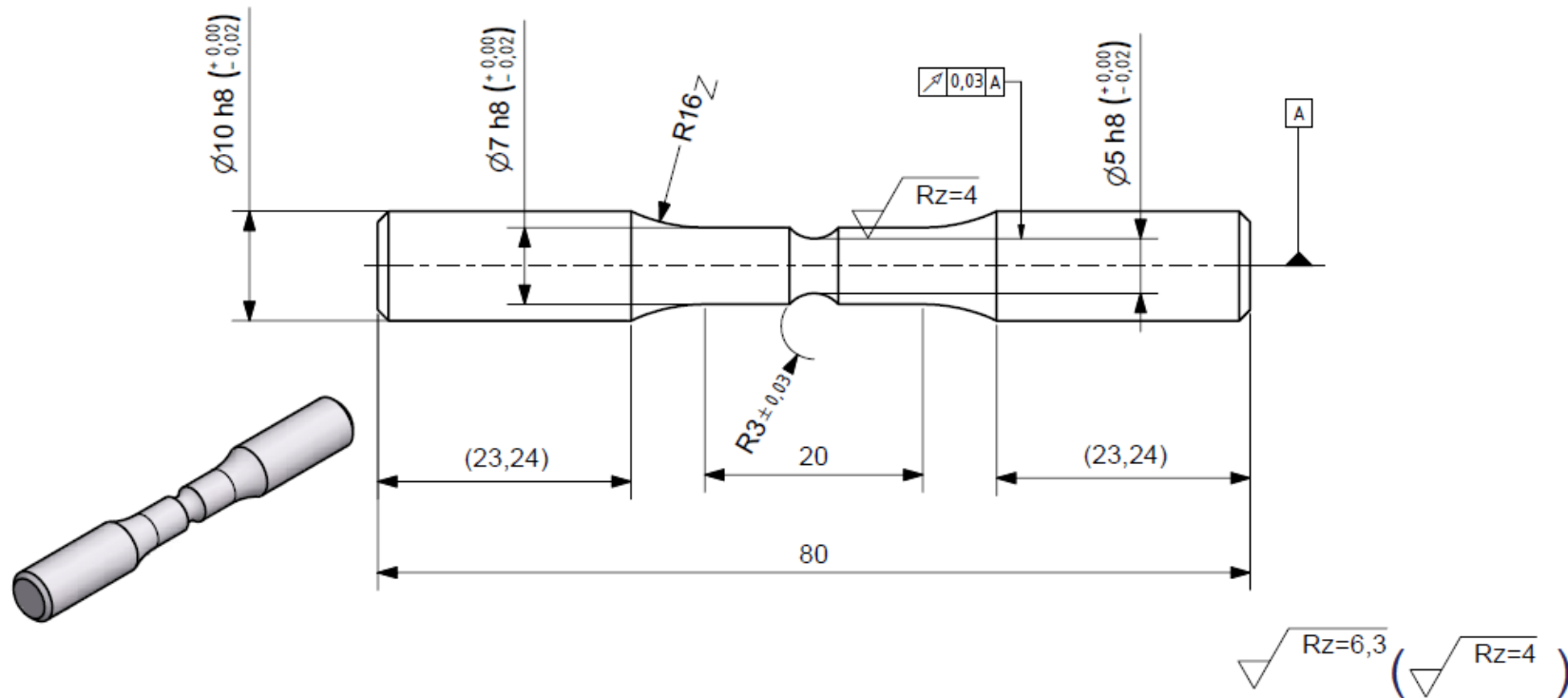
$R_o = -1$; $R_o = 0$

axial, $K_t = 1,05$; $d = 5$ mm



Probengeometrien

Proben – Nr.: 2
Werkstoffvariante: Charge 2
 $R_{\sigma}=-1$; $R_{\sigma}=0$
axial, $K_t=1,28$; $d = 5 \text{ mm}$



LBF 280976 LEA

A 8

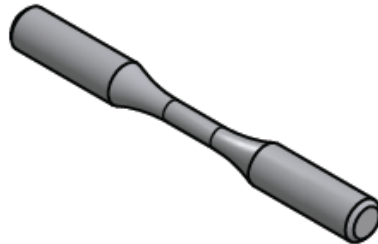
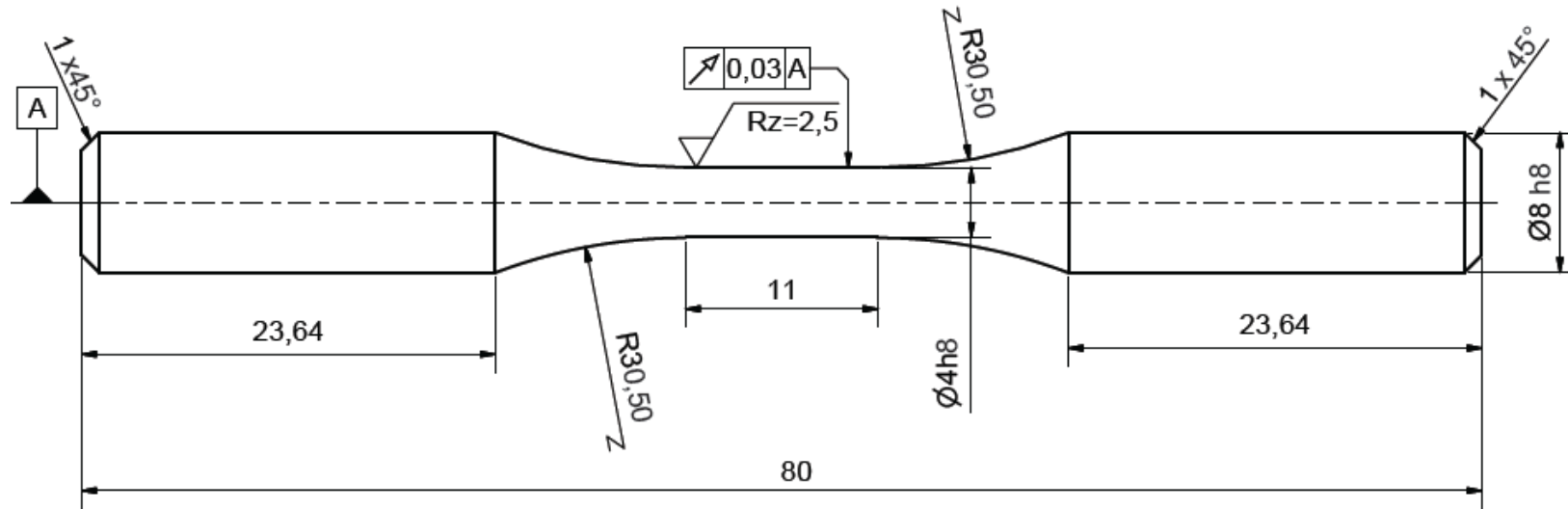
Probengeometrien

Proben – Nr.: 3

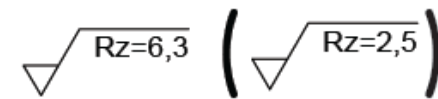
Werkstoffvariante: Audi Schwenklager Variante 1 und Variante 2

$R_{\sigma} = -1$; $R_{\sigma} = 0$

axial, $K_t = 1,05$; $d = 4$ mm



Oberfläche nach DIN ISO1302 Reihe 2



LBF 280976 LEA

A 9

Auswertung, kraftgeregelte Versuche mit konstanter Amplitude

Versuchsreihe	Belastungsart	R	Temperatur [°C]	Formzahl K_t	Parameter der Spannungswöhlerlinien				
					Abknickpunkt	Neigung	Spannungsamplitude bei N_k und $P_{\dot{u}}=50\%$ [MPa]	Spannungsamplitude bei $N=1 \cdot 10^7$ und $P_{\dot{u}}=50\%$ [MPa]	Streuung
					N_k	k	$\sigma_{a,k}$	σ_a	
R02	axial	-1	RT	1,05	$2,51 \cdot 10^6$	9,54	308	299	1,09
R04	axial	-1	RT	1,05	$3,98 \cdot 10^5$	10,0	370	345	1,09
R06	axial	-1	RT	1,05	$1,00 \cdot 10^6$	10,3	368	349	1,12
R08	axial	-1	RT	1,05	$3,16 \cdot 10^5$	10,0	425	393	1,10
R10	axial	-1	RT	1,28	$3,16 \cdot 10^5$	22,3	410	380	1,10
R14	axial	-1	RT	1,05	$1,56 \cdot 10^5$	7,80	475	433	1,18
R16	axial	-1	RT	1,05	$2,51 \cdot 10^5$	7,02	333	307	1,19
R17	axial	-1	RT	1,05	$3,16 \cdot 10^5$	8,13	454	420	1,10
R20	axial	-1	RT	1,05	$2,00 \cdot 10^5$	3,81	297	273	1,12

Auswertung, kraftgeregelte Versuche mit variabler Amplitude

Versuchsreihe	Belastungsart	R	Temperatur [°C]	Formzahl K_t	Parameter der Spannungswöhlerlinien			
					Referenzschwing- spielzahl	Neigung	Spannungsamplitude bei N_k und $P_{\dot{u}}=50\%$ [MPa]	Streuung
					N_{ref}	k	$\sigma_{a,k}$	$1/T_{\sigma}$
R11	axial	-1	RT	1,05	$1 \cdot 10^7$	7,80	520	1,07
R12	axial	0	RT	1,28	$1 \cdot 10^7$	12,7	411	1,07
R18	axial	-1	RT	1,05	$1 \cdot 10^7$	10,5	601	1,11
R19	axial	-1	RT	1,05	$1 \cdot 10^7$	9,50	450	1,03
R21	axial	-1	RT	1,05	$1 \cdot 10^7$	5,04	359	1,53

Versuchsergebnisse, Werkstoffvariante Charge 2_1, konstante Amplituden

Versuchsreihe Nr.	Proben Nr.	Formzahl $K_{t,a}$	Spannungsverhältnis R_e	Umgebungstemperatur Ungeregelt T_{um} [° C]	Umgebungsmedium	Versuchsfrequenz f [s ⁻¹]	Nennspannungsamplitude $\sigma_{s,n}$ [MPa]	Bruchschwingspielzahl N_b	Bemerkung, Versagensort	Metalographie durchgeführt
Eickhoff Charge 2_1										
R02B	203	1,0	-1	RT	Luft	20,0	350	1.446.980		
R02B	202	1,0	-1	RT	Luft	20,0	340	1.056.685		
R02B	103	1,0	-1	RT	Luft	25,0	330	1.135.051		
R02B	207	1,0	-1	RT	Luft	25,0	310	1.873.848		
R02B	101	1,0	-1	RT	Luft	33,3	300	2.508.753		
R02B	209	1,0	-1	RT	Luft	33,3	275	10.000.000	Durchläufer	
Eickhoff Charge 2_1 (neue Fertigungscharge)										
R02	301	1,0	-1	RT	Luft	20,0	450	81.036		
R02	302	1,0	-1	RT	Luft	20,0	450	76.381		
R02	303	1,0	-1	RT	Luft	20,0	400	126.989		
R02	304	1,0	-1	RT	Luft	20,0	400	169.392		
R02	305	1,0	-1	RT	Luft	20,0	310	4.221.225		
R02	306	1,0	-1	RT	Luft	30,0	300	5.000.000	Durchläufer	

Versuchsergebnisse, Werkstoffvariante Charge 2_4, konstante Amplituden

Versuchsreihe Nr.	Proben Nr.	Formzahl $K_{t,a}$	Spannungsverhältnis R_e	Umgebungstemperatur Ungeregelt T_{Um} [° C]	Umgebungsmedium	Versuchsfrequenz f [s ⁻¹]	Nennspannungsamplitude $\sigma_{s,n}$ [MPa]	Bruchschwingspielzahl N_b	Bemerkung, Versagensort	Metalographie durchgeführt
R04	210	1,0	-1	RT	Luft	33,3	400	116.276		
R04	108	1,0	-1	RT	Luft	33,3	380	919.230		
R04	102	1,0	-1	RT	Luft	33,3	380	1.034.359		
R04	107	1,0	-1	RT	Luft	33,3	360	5.000.000	Durchläufer	
R04	104	1,0	-1	RT	Luft	33,3	360	1.444.642		
R04	103	1,0	-1	RT	Luft	33,3	340	2.592.136		
R04	109	1,0	-1	RT	Luft	--	330	5.000.000	Durchläufer	
R04	208	1,0	-1	RT	Luft	10,0	400	277.279		
R04	301	1,0	-1	RT	Luft	10,0	400	213.650		
R04	302	1,0	-1	RT	Luft	33,3	360	330.812		
R04	303	1,0	-1	RT	Luft	33,3	380	197.877		
R04	304	1,0	-1	RT	Luft	33,3	360	2.334.852		
R04	305	1,0	-1	RT	Luft	33,3	380	267.144		

Versuchsergebnisse, Werkstoffvariante Charge 1_4, konstante Amplituden

Versuchsreihe Nr.	Proben Nr.	Formzahl $K_{t,a}$	Spannungsverhältnis R_e	Umgebungstemperatur Ungeregelt T_{Um} [° C]	Umgebungsmedium	Versuchsfrequenz f [s ⁻¹]	Nennspannungsamplitude $\sigma_{s,n}$ [MPa]	Bruchschwingspielzahl N_b	Bemerkung, Versagensort	Metalographie durchgeführt
R06	204	1,0	-1	RT	Luft	25,0	370	981.256		
R06	110	1,0	-1	RT	Luft	20,0	370	3.286.418		
R06	108	1,0	-1	RT	Luft	20,0	360	4.634.451		
R06	209	1,0	-1	RT	Luft	30,0	350	4.164.797		
R06	203	1,0	-1	RT	Luft	33,3	340	3.790.966		
R06	106	1,0	-1	RT	Luft	10,0	450	343.245		
R06	210	1,0	-1	RT	Luft	10,0	400	382.792		
R06	103	1,0	-1	RT	Luft	33,3	320	5.000.000	Durchläufer	
R06	205	1,0	-1	RT	Luft	10,0	450	91.616		
R06	206	1,0	-1	RT	Luft	10,0	450	74.749		
R06	105	1,0	-1	RT	Luft	20,0	400	5.000.000	Durchläufer	

Versuchsergebnisse, Werkstoffvariante Charge 2, konstante Amplituden

Versuchsreihe Nr.	Proben Nr.	Formzahl $K_{i,a}$	Spannungsverhältnis R_e	Umgebungstemperatur Ungeregelt T_{Um} [$^{\circ}$ C]	Umgebungsmedium	Versuchsfrequenz f [s^{-1}]	Nennspannungsamplitude $\sigma_{s,n}$ [MPa]	Bruchschwingspielzahl N_b	Bemerkung, Versagensort	Metaographie durchgeführt
R08	VR_04_01	1,0	-1	RT	Luft	110,0	500	45.739		
R08	VR_04_01	1,0	-1	RT	Luft	110,0	430	218.479		
R08	2_2_1	1,0	-1	RT	Luft	10,0	500	51.415		
R08	2_2_8	1,0	-1	RT	Luft	20,0	430	437.400		
R08	2_1_5	1,0	-1	RT	Luft	20,0	430	631.797		
R08	2_2_7	1,0	-1	RT	Luft	30,0	360	5.000.000	Durchläufer	
R08	2_2_6	1,0	-1	RT	Luft	30,0	375	5.000.000	Durchläufer	
R08	2_2_3	1,0	-1	RT	Luft	20,0	430	1.316.753		
R08	2_2_4	1,0	-1	RT	Luft	10,0	500	88.854		
R08	2_1_2	1,0	-1	RT	Luft	30,0	400	2.317.732		
R08	2_1_3	1,0	-1	RT	Luft	30,0	400	282.103		
R08	2_2_2	1,0	-1	RT	Luft	30,0	400	5.000.000	Durchläufer	
R10	3_1_01	1,28	-1	RT	Luft	110,0	400	1.726.595		
R10	3_1_02	1,28	-1	RT	Luft	110,0	450	12.535		x
R10	3_1_03	1,28	-1	RT	Luft	110,0	375	3.850.072		
R10	3_1_04	1,28	-1	RT	Luft	110,0	400	161.180		x
R10	3_1_05	1,28	-1	RT	Luft	110,0	390	8.864.376		
R10	3_1_06	1,28	-1	RT	Luft	110,0	410	256.879		
R10	3_1_07	1,28	-1	RT	Luft	110,0	420	728.688		
R10	3_1_08	1,28	-1	RT	Luft	110,0	435	175.793		
R10	3_1_09	1,28	-1	RT	Luft	110,0	445	127.902		

Versuchsergebnisse, Werkstoffvariante Charge 2, variable Amplituden

Versuchsreihe Nr.	Proben Nr.	Formzahl $K_{t,a}$	Spannungsverhältnis R_e	Umgebungstemperatur Ungeregelt T_{Um} [° C]	Umgebungsmedium	Versuchsfrequenz f [s ⁻¹]	Nennspannungsamplitude $\sigma_{s,n}$ [MPa]	Bruchschwingspielzahl N_b	Bemerkung, Versagensort	Metaographie durchgeführt
R11	G_1_08	1,0	-1	RT	Luft	20,0	625	1.832.075		
R11	G_1_07	1,0	-1	RT	Luft	20,0	700	1.016.477		
R11	G_1_06	1,0	-1	RT	Luft	20,0	850	203.691		
R11	G_1_05	1,0	-1	RT	Luft	20,0	800	325.691		
R11	G_1_04	1,0	-1	RT	Luft	20,0	750	816.591		
R11	G_1_01	1,0	-1	RT	Luft	20,0	500	10.000.000	Durchläufer	
R11	G_1_02	1,0	-1	RT	Luft	20,0	600	4.289.468		
R11	G_1_03	1,0	-1	RT	Luft	20,0	650	1.358.716		
R12	VR03_08	1,28	0	RT	Luft	20,0	430	6.913.892		
R12	VR03_07	1,28	0	RT	Luft	20,0	475	2.216.070		
R12	VR03_06	1,28	0	RT	Luft	20,0	505	1.102.832		
R12	VR03_05	1,28	0	RT	Luft	20,0	490	1.021.059		
R12	VR03_03	1,28	0	RT	Luft	20,0	450	3.820.548		
R12	VR03_04	1,28	0	RT	Luft	20,0	435	3.182.092		
R12	VR03_02	1,28	0	RT	Luft	20,0	475	1.769.744		
R12	VR03_01	1,28	0	RT	Luft	20,0	500	508.719		

Versuchsergebnisse, Werkstoffvariante Audi Schwenklager Variante 1, konstante Amplituden

Versuchsreihe Nr.	Proben Nr.	Formzahl $K_{i,a}$	Spannungsverhältnis R_e	Umgebungstemperatur Ungeregelt T_{Um} [$^{\circ}$ C]	Umgebungsmedium	Versuchsfrequenz f [s^{-1}]	Nennspannungsamplitude $\sigma_{s,n}$ [MPa]	Bruchschwingspielzahl N_b	Bemerkung, Versagensort	Metaographie durchgeführt
R14	Probe 19	1,0	-1	RT	Luft	10	540	50.412		
R14	Probe 15	1,0	-1	RT	Luft	10	500	91.229		
R14	Probe 21	1,0	-1	RT	Luft	10	500	124.403		
R14	Probe 20	1,0	-1	RT	Luft	10	480	999.684		
R14	Probe 18	1,0	-1	RT	Luft	10	480	87.004		
R14	Probe 16	1,0	-1	RT	Luft	25	460	70.576		
R14	Probe 22	1,0	-1	RT	Luft	12	460	152.686		
R14	Probe 29	1,0	-1	RT	Luft	10	440	5.000.000	Durchläufer	
R14	Probe 22	1,0	-1	RT	Luft	25	450	5.000.000	Durchläufer	
R14	Probe 23	1,0	-1	RT	Luft	25	480	622.318		
R14	Probe 17	1,0	-1	RT	Luft	25	440	5.000.000	Durchläufer	

Versuchsergebnisse, Werkstoffvariante Audi Schwenklager Variante 1, variable Amplituden

Versuchsreihe Nr.	Proben Nr.	Formzahl $K_{t,a}$	Spannungsverhältnis R_e	Umgebungstemperatur Ungeregelt T_{Um} [° C]	Umgebungsmedium	Versuchsfrequenz f [s ⁻¹]	Nennspannungsamplitude $\sigma_{s,n}$ [MPa]	Bruchschwingspielzahl N_b	Bemerkung, Versagensort	Metaographie durchgeführt
R18	Probe 25	1,0	-1	RT	Luft	5-25	850	227.631		
R18	Probe 27	1,0	-1	RT	Luft	5-20	750	418.643		
R18	Probe 26	1,0	-1	RT	Luft	5-20	850	151.698		
R18	Probe 28	1,0	-1	RT	Luft	5-25	750	1.010.733		
R18	Probe 29	1,0	-1	RT	Luft	5-25	750	317.774		
R18	Probe 30	1,0	-1	RT	Luft	5-30	650	1.682.886		
R18	Probe 31	1,0	-1	RT	Luft	5-30	650	5.032.875		
R18	Probe 32	1,0	-1	RT	Luft	5-25	750	481.957		
R18	Probe 33	1,0	-1	RT	Luft	5-20	650	2.877.471		

Versuchsergebnisse, Werkstoffvariante Audi Schwenklager Variante 2, konstante Amplituden

Versuchsreihe Nr.	Proben Nr.	Formzahl $K_{t,a}$	Spannungsverhältnis R_e	Umgebungstemperatur Ungeregelt T_{Um} [$^{\circ}$ C]	Umgebungsmedium	Versuchsfrequenz f [s^{-1}]	Nennspannungsamplitude $\sigma_{s,n}$ [MPa]	Bruchschwingspielzahl N_b	Bemerkung, Versagensort	Metaographie durchgeführt
R17	Probe 01	1,0	-1	RT	Luft	25	450	515.348		
R17	Probe 02	1,0	-1	RT	Luft	25	450	478.743		
R17	Probe 03	1,0	-1	RT	Luft	10	500	117.447		
R17	Probe 04	1,0	-1	RT	Luft	10	500	119.555		
R17	Probe 05	1,0	-1	RT	Luft	25	430	259.943		
R17	Probe 06	1,0	-1	RT	Luft	25	430	4.639.882		
R17	Probe 07	1,0	-1	RT	Luft	25	430	2.594.926		
R17	Probe 08	1,0	-1	RT	Luft	10	500	230.782		
R17	Probe 09	1,0	-1	RT	Luft	25	450	1.424.209		
R17	Probe 10	1,0	-1	RT	Luft	25	430	5.000.000	Durchläufer	

Versuchsergebnisse, Werkstoffvariante MAN-NABE WB600, konstante Amplituden

Versuchsreihe Nr.	Proben Nr.	Formzahl $K_{t,a}$	Spannungsverhältnis R_e	Umgebungstemperatur Ungeregelt T_{Um} [$^{\circ}$ C]	Umgebungsmedium	Versuchsfrequenz f [s^{-1}]	Nennspannungsamplitude $\sigma_{s,n}$ [MPa]	Bruchschwingspielzahl N_b	Bemerkung, Versagensort	Metaographie durchgeführt
EN GJS 600 WB										
R16	WB 600 05	1,0	-1	RT	Luft	20	450	29.107		
R16	WB 600 24	1,0	-1	RT	Luft	20	400	59.295		
R16	WB 600 18	1,0	-1	RT	Luft	20	350	147.608		
R16	WB 600 02	1,0	-1	RT	Luft	20	320	168.194		
R16	WB 600 20	1,0	-1	RT	Luft	20	320	217.734		
R16	WB 600 06	1,0	-1	RT	Luft	20	310	5.000.000	Durchläufer	
R16	WB 600 13	1,0	-1	RT	Luft	20	300	6.000.000	Durchläufer	
R16	WB 600 01	1,0	-1	RT	Luft	20	450	58.147		
R16	WB 600 24	1,0	-1	RT	Luft	20	400	59.295		
R16	WB 600 13A	1,0	-1	RT	Luft	10	450	24.668	hochgesetzter Druchläufer	
R16	WB 600 06a	1,0	-1	RT	Luft	10	450	33.298	hochgesetzter Druchläufer	
EN GJS 600 WB (neue Charge ab Januar 2010)										
R16B	WB 600 30	1,0	-1	RT	Luft	10	450	9.950		
R16B	WB 600 31	1,0	-1	RT	Luft	25	320	5.000.000	Durchläufer	
R16B	WB 600 32	1,0	-1	RT	Luft	10	450	45.423		
R16B	WB 600 33	1,0	-1	RT	Luft	10	450	40.234		
R16B	WB 600 34	1,0	-1	RT	Luft	10	350	354.055		

Versuchsergebnisse, Werkstoffvariante MAN-NABE WB600, variable Amplituden

Versuchsreihe Nr.	Proben Nr.	Formzahl $K_{t,a}$	Spannungsverhältnis R_e	Umgebungstemperatur Ungeregelt T_{Um} [° C]	Umgebungsmedium	Versuchsfrequenz f [s^{-1}]	Nennspannungsamplitude $\sigma_{s,n}$ [MPa]	Bruchschwingspiegelszahl N_b	Bemerkung, Versagensort	Metagraphie durchgeführt
R19	WB 600 11	1,0	-1	RT	Luft	5-25	650	37.694		
R19	WB 600 12	1,0	-1	RT	Luft	5-30	550	830.295		
R19	WB 600 13	1,0	-1	RT	Luft	5-30	600	349.880		
R19	WB 600 14	1,0	-1	RT	Luft	5-30	600	455.749		
R19	WB 600 15	1,0	-1	RT	Luft	5-30	500	2.466.155		
R19	WB 600 16	1,0	-1	RT	Luft	5-30	550	915.055		
R19	WB 600 17	1,0	-1	RT	Luft	5-30	500	2.436.526		
R19	WB 600 18	1,0	-1	RT	Luft	5-30	600	365.316		
R19	WB 600 19	1,0	-1	RT	Luft	5-30	450	5.406.712		

Versuchsergebnisse, Werkstoffvariante MAN-ADI-NABE, konstante Amplituden

Versuchsreihe Nr.	Proben Nr.	Formzahl $K_{t,a}$	Spannungsverhältnis R_e	Umgebungstemperatur Ungeregelt T_{Um} [° C]	Umgebungsmedium	Versuchsfrequenz f [s^{-1}]	Nennspannungsamplitude $\sigma_{s,n}$ [MPa]	Bruchschwingspielzahl N_b	Bemerkung, Versagensort	Metaographie durchgeführt
R20	Probe 01	1,0	-1	RT	Luft	73,64	450	36.943		
R20	Probe 02	1,0	-1	RT	Luft	73,73	425	52.720		
R20	Probe 03	1,0	-1	RT	Luft	73,50	350	97.081		
R20	Probe 04	1,0	-1	RT	Luft	73,33	300	192.782		
R20	Probe 05	1,0	-1	RT	Luft	73,83	275	5.000.000	Durchläufer	
R20	Probe 06	1,0	-1	RT	Luft	73,86	300	357.940		
R20	Probe 07	1,0	-1	RT	Luft	73,45	285	167.002		
R20	Probe 08	1,0	-1	RT	Luft	73,76	285	3.396.838		
R20	Probe 09	1,0	-1	RT	Luft	73,51	275	253.711		
R20	Probe 10	1,0	-1	RT	Luft	73,62	250	5.000.000	Durchläufer	
R20	Probe 11	1,0	-1	RT	Luft	73,76	275	5.000.000	Durchläufer	
R20	Probe 12	1,0	-1	RT	Luft	73,41	250	5.000.000	Durchläufer	
R20	Probe 13	1,0	-1	RT	Luft	73,36	350	128.768		
R20	Probe 14	1,0	-1	RT	Luft	73,70	285	5.000.000	Durchläufer	
R20	Probe 15	1,0	-1	RT	Luft	73,23	425	51.658		

Versuchsergebnisse, Werkstoffvariante MAN-ADI-NABE, variable Amplituden

Versuchsreihe Nr.	Proben Nr.	Formzahl $K_{t,a}$	Spannungsverhältnis R_e	Umgebungstemperatur Ungeregelt T_{Um} [$^{\circ}$ C]	Umgebungsmedium	Versuchsfrequenz f [s^{-1}]	Nennspannungsamplitude $\sigma_{s,n}$ [MPa]	Bruchschwingspielzahl N_b	Bemerkung, Versagensort	Metaographie durchgeführt
R21	Probe 01	1,0	-1	RT	Luft	5-20	700	380.254		
R21	Probe 02	1,0	-1	RT	Luft	5-20	600	975.939		
R21	Probe 03	1,0	-1	RT	Luft	5-20	500	1.035.987		
R21	Probe 04	1,0	-1	RT	Luft	5-20	500	2.793.294		
R21	Probe 05	1,0	-1	RT	Luft	5-20	450	6.300.000		
R21	Probe 06	1,0	-1	RT	Luft	5-20	500	8.812.000		
R21	Probe 07	1,0	-1	RT	Luft	5-20	600	306.934		
R21	Probe 08	1,0	-1	RT	Luft	5-20	600	97.664		
R21	Probe 08B	1,0	-1	RT	Luft	5-20	600	766.464		
R21	Probe 09	1,0	-1	RT	Luft	5-20	450	745.478		

Versuchsergebnisse, Eickhoff, Charge 2_1

Versuchsreihe Nr.	Proben-Nr.	Dehnung bei $N_d/2$ in %			$R_\epsilon = \epsilon_u / \epsilon_o$	Frequenz in s^{-1}	Spannung in MPa		$R_\sigma = \sigma_u / \sigma_o$	Schwingspielzahl		Risslage, Metallographie (x)
		$\epsilon_{a,t}$	$\epsilon_{a,p}$	$\epsilon_{a,e}$			$\sigma_a(n=N_d/2)$	$\sigma_{max}(n=N_d/2)$		$N_i^{+)}$	N_B	
R01	2-1-102	0,569	0,073	0,497	-0,998	0,1	809,55	775,42	-1,09	2.698	2.700	C
R01	2-1-104	0,600	0,129	0,471	-0,999	0,1	767,78	722,94	-1,12	1.822	1.875	B
R01	2-1-105	0,499	0,040	0,459	-0,997	0,1	748,29	672,70	-1,22	6.433	6.435	C, x
R01	2-1-106	0,219	0,001	0,218	-0,995	12,0	355,63	342,68	-1,08	1.000.000	1.003.923	Durchläufer
R01	2-1-107	0,540	0,103	0,437	-0,998	0,1	712,01	753,42	-0,89	1.501	1.509	B
R01	2-1-108	0,450	0,043	0,407	-1	0,1	663,86	605,50	-1,19	8.530	8.543	B
R01	2-1-201	0,599	0,088	0,512	-0,999	0,1	833,66	719,49	-1,32	1.832	1.834	C
R01	2-1-205	0,599	0,093	0,506	-0,998	0,1	824,71	753,71	-1,19	924	1.052	B
R01	2-1-206	0,250	0,002	0,248	-1,001	10,0	404,53	385,53	-1,10	151.750	169.560	B

Elastizitätsmodul: $E = 163\text{GPa}$; Umgebung: Luft, RT (=296K); Probendurchmesser: 5 mm ^{+) 10% Kraftabfall}
Risslage: B = Risslage zwischen den Schneiden; C = Risslage außerhalb der Schneiden; D = unter den Schneiden (oben);
 E = unter den Schneiden (unten);

Versuchsergebnisse, Eickhoff, Charge 2_4

Versuchsreihe Nr.	Proben-Nr.	Dehnung bei $N_d/2$ in %			$R_\varepsilon = \varepsilon_u / \varepsilon_o$	Frequenz in s^{-1}	Spannung in MPa		$R_\sigma = \sigma_u / \sigma_o$	Schwingspielzahl		Risslage, Metallographie (x)
		$\varepsilon_{a,t}$	$\varepsilon_{a,p}$	$\varepsilon_{a,e}$			$\sigma_a(n=N_d/2)$	$\sigma_{max}(n=N_d/2)$		$N_i^{+)}$	N_B	
R03	2-4-101	0,500	0,058	0,442	-1	0,3	719,86	743,48	-0,94	3.991	4.100	B
R03	2-4-105	0,250	0,000	0,250	-1	10,0	408,70	396,79	-1,06	528.315	549.533	B
R03	2-4-106	0,548	0,054	0,494	-0,993	0,2	805,57	458,71	-2,51	15.585	15.996	C, x
R03	2-4-110	0,600	0,090	0,509	-1	0,3	829,84	893,13	-0,86	1.219	1.220	B
R03	2-4-202	0,338	0,015	0,323	-0,999	12,0	526,86	567,47	-0,86	7.356	7.643	B
R03	2-4-203	0,596	0,080	0,516	-0,995	0,3	840,91	508,15	-2,31	4.151	4.457	D, x
R03	2-4-204	0,340	0,017	0,324	-0,998	5,0	527,39	536,73	-0,97	28.211	28.619	B
R03	2-4-205	0,600	0,133	0,468	-1	0,1	761,99	706,22	-1,16	1.370	1.370	C
R03	2-4-207	0,495	0,047	0,448	-0,988	0,2	729,48	583,66	-1,50	7.820	7.835	C, x
R03	2-4-209	0,400	0,018	0,382	-1,007	0,1	622,34	551,97	-1,25	19.758	20.460	B

Elastizitätsmodul: $E = 163\text{GPa}$; Umgebung: Luft, RT (=296K); Probendurchmesser: 5 mm ^{+) 10% Kraftabfall}
 Risslage: B = Risslage zwischen den Schneiden; C = Risslage außerhalb der Schneiden; D = unter den Schneiden (oben);
 E = unter den Schneiden (unten);

Versuchsergebnisse, Eickhoff, Charge 1_4

Versuchsreihe Nr.	Proben- Nr.	Dehnung bei $N_d/2$ in %			$R_\epsilon =$ ϵ_u / ϵ_o	Frequenz in s^{-1}	Spannung in MPa		$R_\sigma =$ σ_u / σ_o	Schwingspielzahl		Risslage, Metallo- graphie (x)
		$\epsilon_{a,t}$	$\epsilon_{a,p}$	$\epsilon_{a,e}$			$\sigma_a(n=N_d/2)$	$\sigma_{max}(n=N_d/2)$		$N_i^{+)}$	N_B	
R05	1-4-101	0,599	0,128	0,472	-0,999	0,1	769,04	709,91	-1,17	1.598	1.599	C
R05	1-4-102	0,599	0,111	0,488	-0,999	0,1	795,38	708,74	-1,24	2.132	2.134	C
R05	1-4-104	0,499	0,070	0,429	-1	0,1	698,99	818,58	-0,71	2.550	2.570	B, x
R05	1-4-107	0,250	0,000	0,250	-1	10,0	409,26	395,24	-1,07	981.098	1.000.662	B
R05	1-4-109	0,450	0,061	0,388	-0,999	0,1	632,99	903,46	-0,40	2.215	2.215	B, x
R05	1-4-201	0,549	0,100	0,449	-0,999	0,1	732,57	675,23	-1,17	3.547	3.604	B
R05	1-4-202	0,219	0,001	0,218	-0,993	12,0	355,67	332,11	-1,14	2.590.000	2.610.000	B
R05	1-4-207	0,499	0,051	0,448	-0,998	0,1	729,80	713,76	-1,04	5.600	5.688	C
R05	1-4-208	0,600	0,142	0,458	-1	0,1	747,23	762,01	-0,96	1.589	1.620	B

Elastizitätsmodul: $E = 163\text{GPa}$; Umgebung: Luft, RT (=296K); Probendurchmesser: 5 mm ^{+) 10% Kraftabfall}
Risslage: B = Risslage zwischen den Schneiden; C = Risslage außerhalb der Schneiden; D = unter den Schneiden (oben);
 E = unter den Schneiden (unten);

Versuchsergebnisse, Eickhoff, Charge 2

Versuchsreihe Nr.	Proben- Nr.	Dehnung bei $N_d/2$ in %			$R_\varepsilon =$ $\varepsilon_u / \varepsilon_o$	Frequenz in s^{-1}	Spannung in MPa		$R_\sigma =$ σ_u / σ_o	Schwingspielzahl		Risslage, Metallo- graphie (x)
		$\varepsilon_{a,t}$	$\varepsilon_{a,p}$	$\varepsilon_{a,e}$			$\sigma_a(n=N_d/2)$	$\sigma_{max}(n=N_d/2)$		$N_i^{+)}$	N_B	
R07	5_1_10e	0,220	0,010	0,210	-1	5,0	335,65	438,42	-0,53	118.050	118.569	B, x
R07	5_1_09e	0,250	0,010	0,240	-0,999	4,0	383,31	401,82	-0,91	181.350	189.346	B
R07	5_1_08e	0,500	0,064	0,436	-1	0,5	697,50	635,47	-1,20	5.472	6.604	A
R07	5_1_07e	0,350	0,022	0,328	-0,998	2,0	525,18	429,97	-1,44	83.787	86.486	D
R07	5_1_06e	0,301	0,000	0,301	-0,999	4,0	487,41	480,60	-1,03	57.522	58.562	C
R07	7_1_01e	0,200	0,008	0,191	-1,001	4,0	306,32	306,43	-1,00	1.999.999	2.000.001	Durchläufer
R07	7_1_02e	0,400	0,033	0,368	-1,002	0,5	588,56	557,63	-1,11	16.560	16.657	C
R07	7_1_03e	0,598	0,102	0,497	-1,003	0,5	794,53	764,11	-1,08	1.330	1.431	B
R07	7_1_04e	0,799	0,184	0,615	-1,002	0,1	984,19	926,66	-1,12	142	149	B
R07	7_1_05e	0,701	0,148	0,552	-1	0,1	883,91	828,23	-1,13	693	726	B

Elastizitätsmodul: $E = 163\text{GPa}$; Umgebung: Luft, RT (=296K); Probendurchmesser: 5 mm +) 10% Kraftabfall
 Risslage: B = Risslage zwischen den Schneiden; C = Risslage außerhalb der Schneiden; D = unter den Schneiden (oben);
 E = unter den Schneiden (unten);

Versuchsergebnisse, Audi Schwenklager Variante 1

Versuchsreihe Nr.	Proben-Nr.	Dehnung bei $N_d/2$ in %			$R_\varepsilon = \varepsilon_u / \varepsilon_o$	Frequenz in s^{-1}	Spannung in MPa		$R_\sigma = \sigma_u / \sigma_o$	Schwingspielzahl		Risslage, Bemerkung
		$\varepsilon_{a,t}$	$\varepsilon_{a,p}$	$\varepsilon_{a,e}$			$\sigma_a(n=N_d/2)$	$\sigma_{max}(n=N_d/2)$		$N_i^{+)}$	N_B	
R13	01	0,502	0,087	0,415	-1,001	0,5	680,60	740,48	-0,84	4835	4.843	B
R13	02	0,402	0,037	0,366	-1,002	0,8	599,71	632,55	-0,90	20.556	21.018	B
R13	05	0,600	0,147	0,454	-0,999	0,1	743,83	716,69	-1,08	2.397	2.398	B
R13	06	0,305	0,001	0,304	-0,994	3,0	498,59	480,39	-1,08	165.336	165.619	C
R13	07	0,601	0,144	0,457	-1,001	0,1	749,11	717,55	-1,09	2.287	2.295	B
R13	08	0,500	0,072	0,428	-0,999	0,5	701,96	714,05	-0,97	4.403	4.421	B
R13	09	0,249	0,000	0,249	-0,995	5,0	411,33	400,86	-1,05	5.000.000	5.000.000	Durchläufer
R13	10	0,450	0,045	0,404	-0,997	0,5	662,74	636,47	-1,08	12.686	12.692	B
R13	11	0,551	0,109	0,442	-0,999	0,1	724,74	662,16	-1,19	3.941	3.948	C
R13	12	0,270	0,000	0,269	-1,001	5,0	441,78	436,17	-1,03	62.261	62.916	B
R13	13	0,270	0,000	0,270	-1,006	5,0	443,21	431,65	-1,05	577.158	579.421	B

Elastizitätsmodul: $E = 164\text{GPa}$; Umgebung: Luft, RT (=296K); Probendurchmesser: 4 mm +) 10% Kraftabfall

Risslage: B = Risslage zwischen den Schneiden; C = Risslage außerhalb der Schneiden; D = unter den Schneiden (oben);

E = unter den Schneiden (unten);

Versuchsergebnisse, Audi Schwenklager Variante 2

Versuchsreihe Nr.	Proben- Nr.	Dehnung bei $N_i/2$ in %			$R_\varepsilon =$ $\varepsilon_u / \varepsilon_o$	Frequenz in s^{-1}	Spannung in MPa		$R_\sigma =$ σ_u / σ_o	Schwingspielzahl		Risslage, Bemerkung
		$\varepsilon_{a,t}$	$\varepsilon_{a,p}$	$\varepsilon_{a,e}$			$\sigma_a(n=N_i/2)$	$\sigma_{max}(n=N_i/2)$		$N_i^{+)}$	N_B	
R15	01	0,400	0,026	0,374	-1	0,5	608,78	608,22	-1,00	11.138	11.429	B
R15	02	0,450	0,049	0,401	-1	0,3	653,76	610,00	-1,14	11.138	11.321	B
R15	03	0,249	0,000	0,249	-0,995	12,0	415,52	404,68	-1,05	5.000.000	5.000.000	Durchläufer
R15	04	0,300	0,014	0,286	-1	3,0	466,44	794,82	-0,17	21.550	21.686	B
R15	05	0,300	0,002	0,298	-1,002	1,0	484,91	547,84	-0,77	100.897	100.906	B
R15	06	0,350	0,008	0,342	-1,001	0,5	557,82	543,17	-1,05	50.080	50.694	B
R15	07	0,270	0,000	0,270	-1,001	4,0	444,74	439,15	-1,03	5.000.000	5.000.000	Durchläufer
R15	08	0,300	0,000	0,300	-0,999	1,0	489,33	549,66	-0,78	74.403	77.733	B
R15	09	0,599	0,144	0,456	-1,001	0,1	742,54	723,47	-1,05	2.377	2.380	B

Elastizitätsmodul: $E = 163\text{GPa}$; Umgebung: Luft, RT (=296K); Probendurchmesser: 4 mm +) 10% Kraftabfall
 Risslage: B = Risslage zwischen den Schneiden; C = Risslage außerhalb der Schneiden; D = unter den Schneiden (oben);
 E = unter den Schneiden (unten);

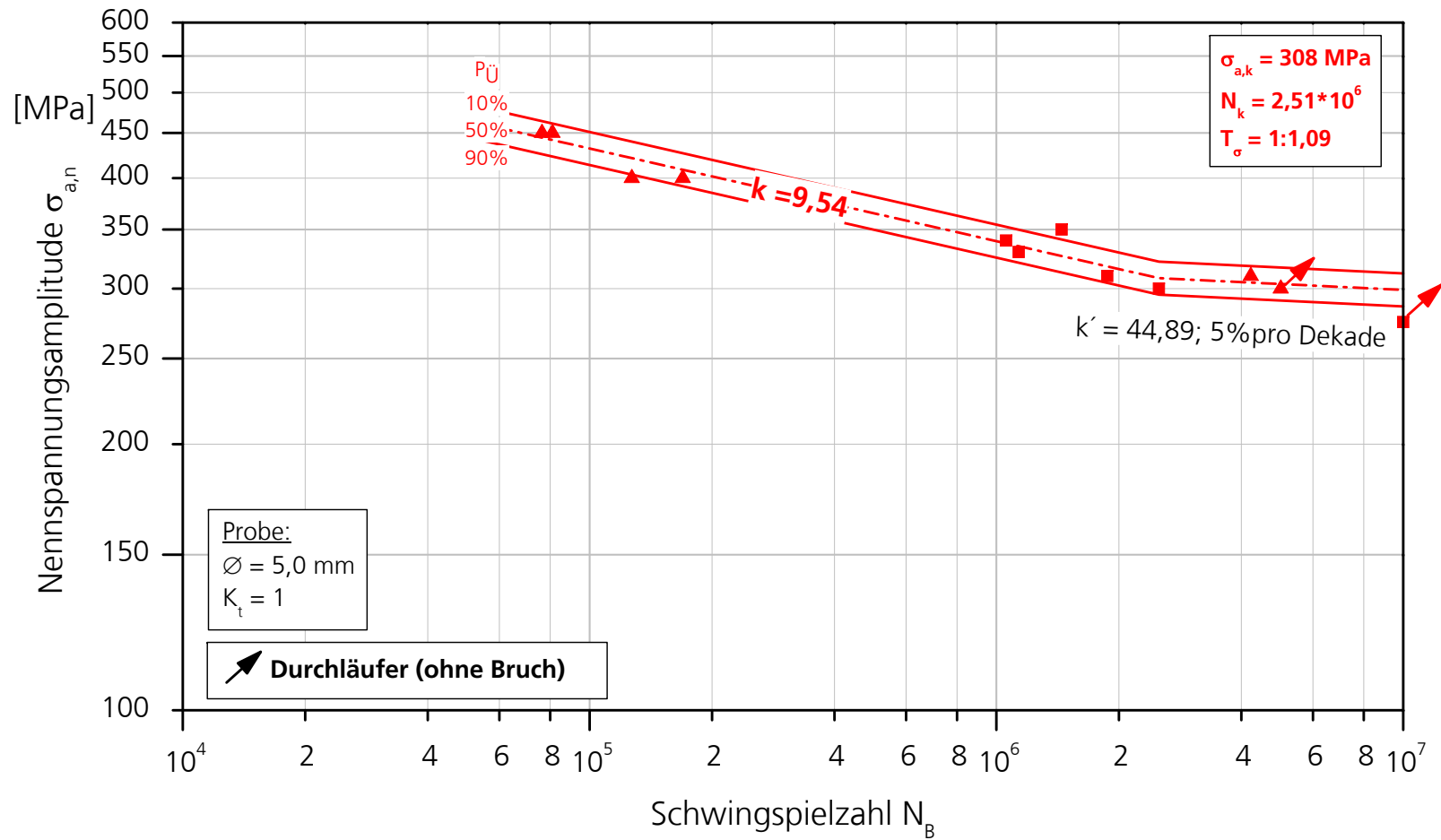
Anhang B

Diagramme

Schwingfestigkeit: Charge 2_1 (R02)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerlinie
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

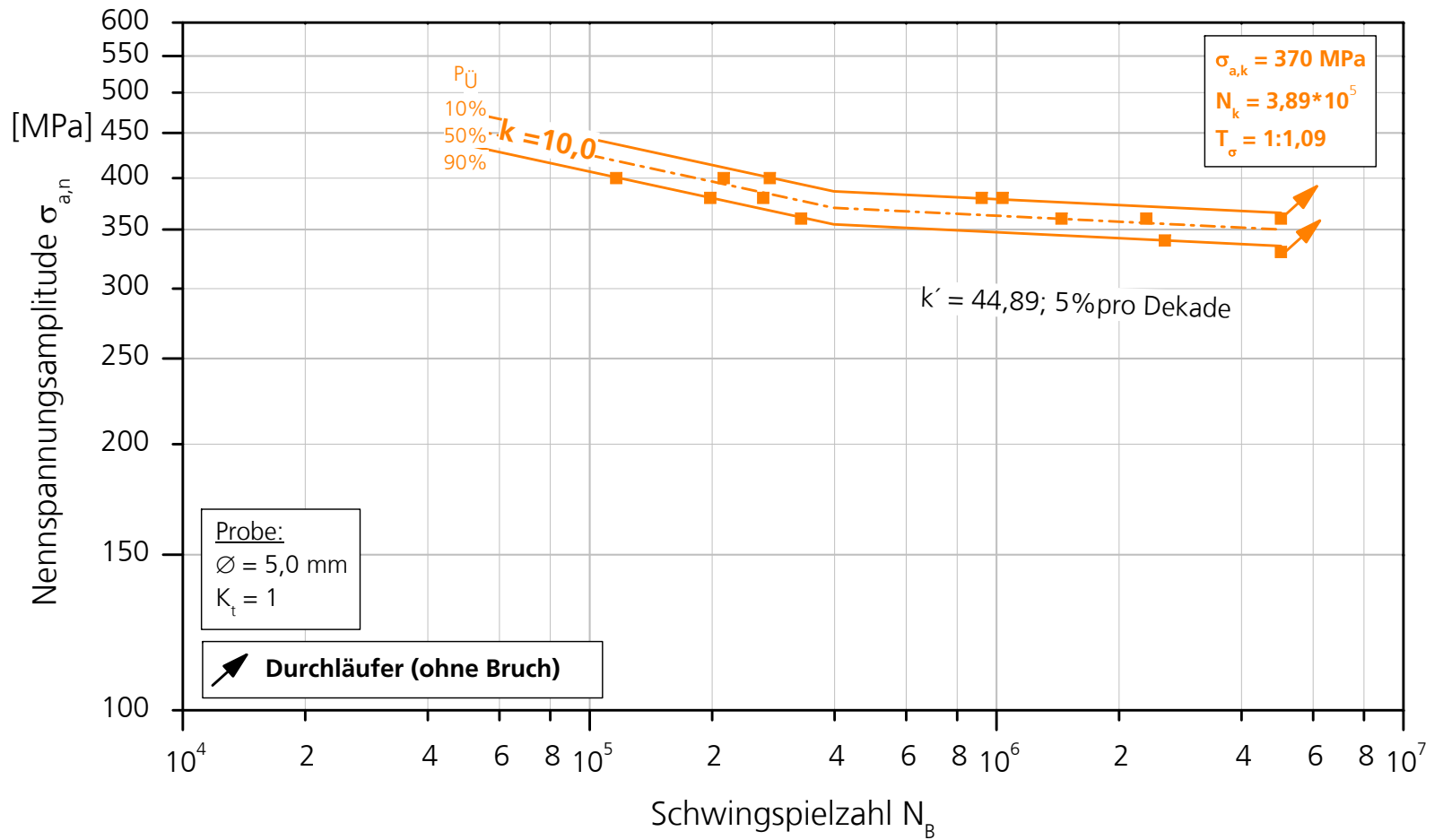
■ Charge 2_1, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm
▲ Charge 2_1, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm;
 neue Fertigungscharge



Schwingfestigkeit: Charge 2_4 (R04)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerlinie
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

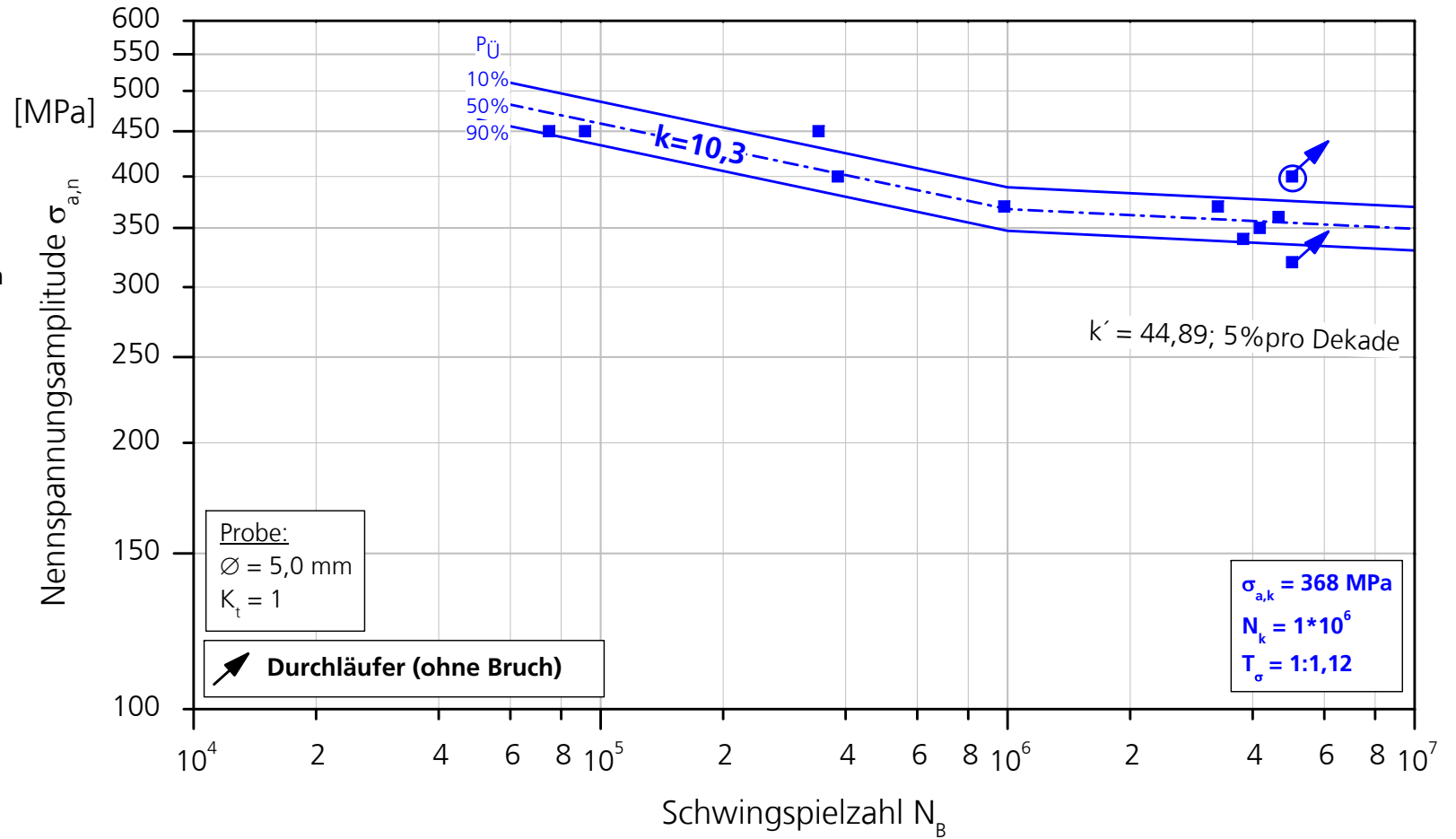
■ Charge 2_4, R=-1, $\varnothing=5,0$ mm



Schwingfestigkeit: Charge 1_4 (R06)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerlinie
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

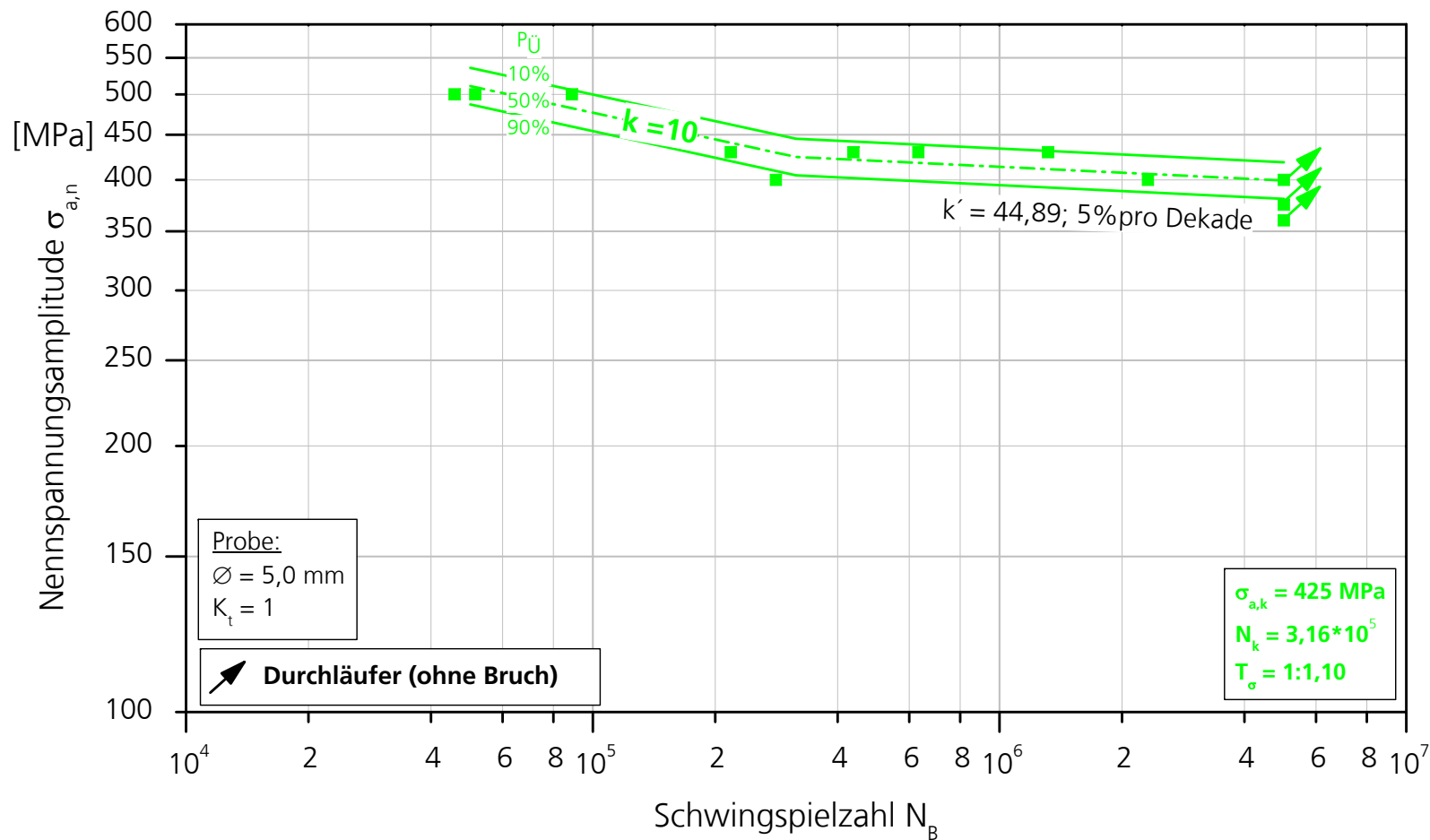
■ Charge 1_4, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm



Schwingfestigkeit: Charge 2 (R08)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerlinie
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

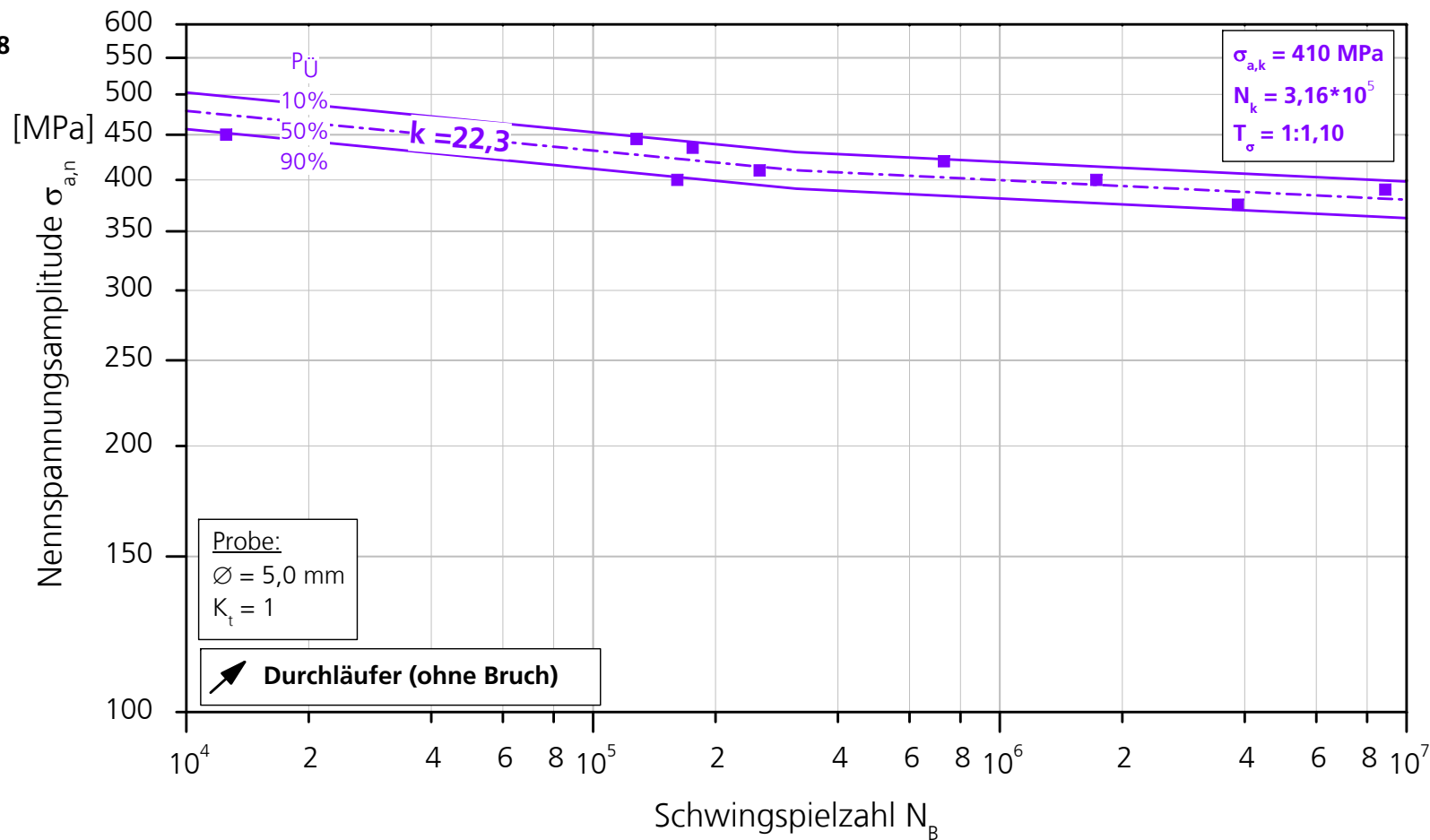
■ Charge 2, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm



Schwingfestigkeit: Charge 2 (R10)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1,28$
Prüfung: Wöhlerlinie
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

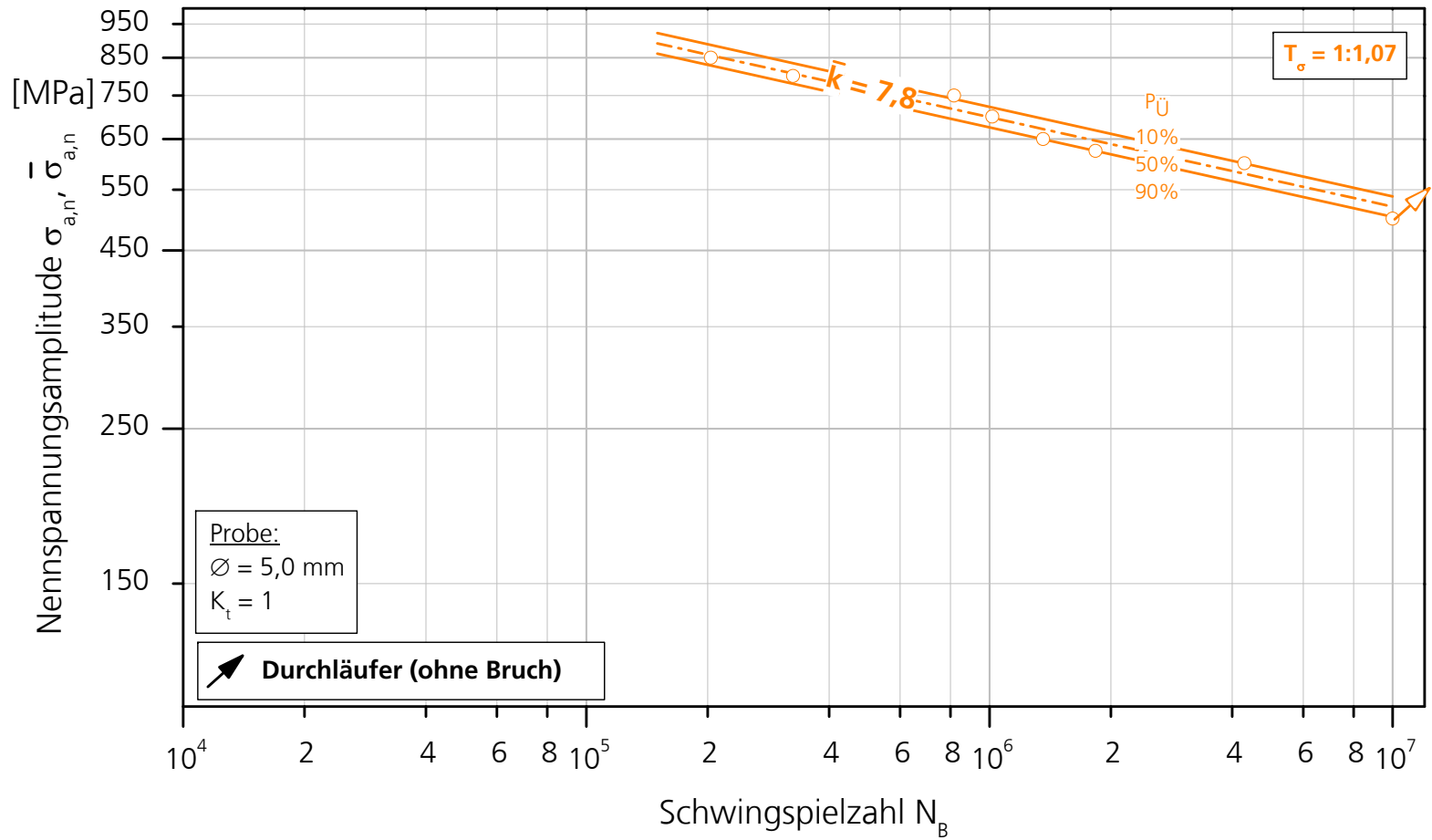
■ Charge 2, R=-1, $\varnothing=5,0$ mm



Schwingfestigkeit: Charge 2 (R11)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerkurve
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

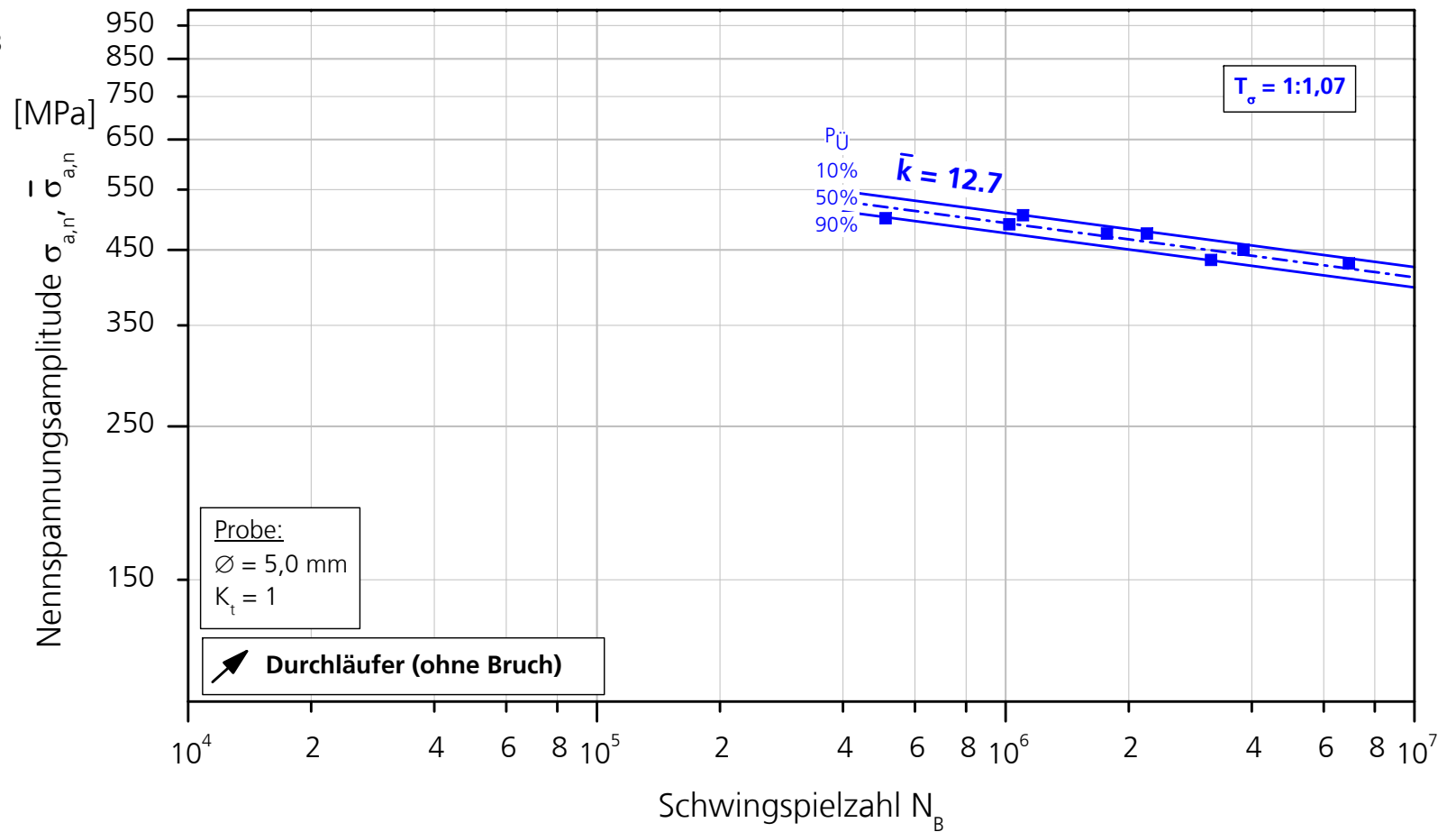
○ Charge 2; $\bar{R}=-1$, $\varnothing=5,0$ mm



Schwingfestigkeit: Charge 2 (R12)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1,28$
Prüfung: Wöhlerkurve
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

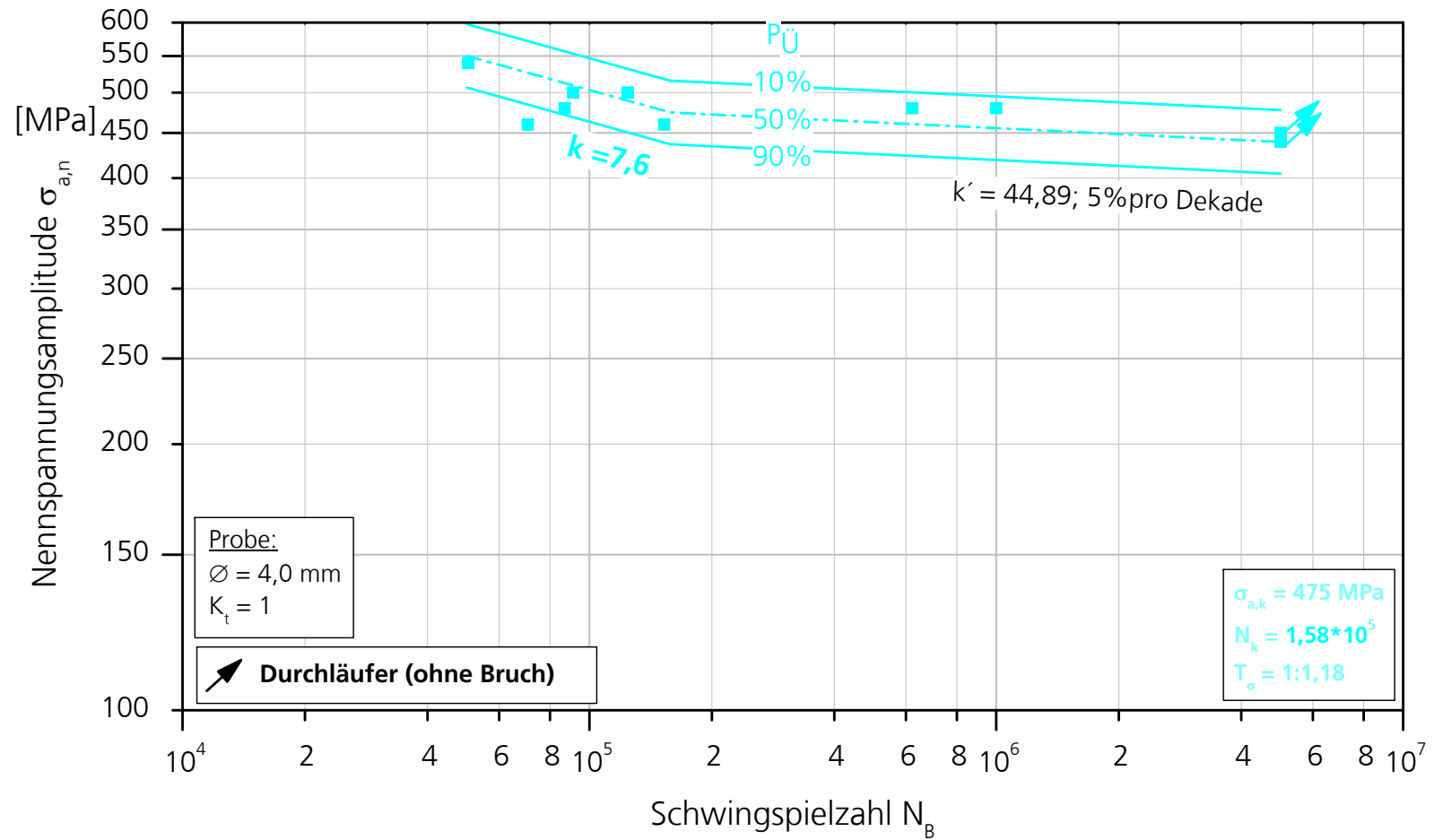
■ Charge 2; $\bar{R}=0$, $\varnothing=5,0$ mm



Schwingfestigkeit: Audi Schwenklager Variante 1 (R14)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerlinie
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

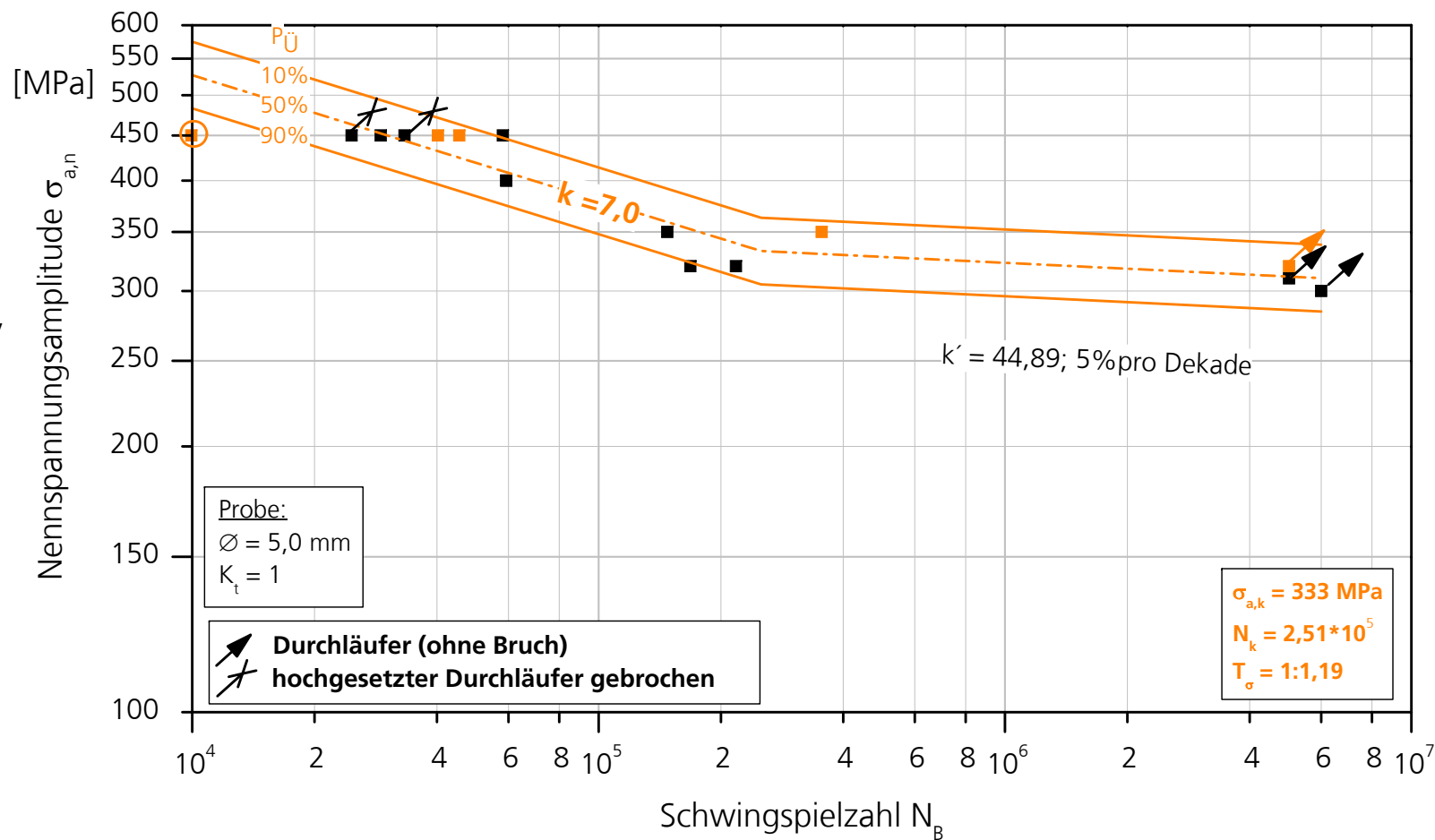
■ Audi Variante 1, R=-1,
 $\varnothing = 4,0$ mm



Schwingfestigkeit: MAN-NABE WB600 (R16)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
 Prüfung: Wöhlerlinie
 Belastung: axial
 Medium: Luft, RT

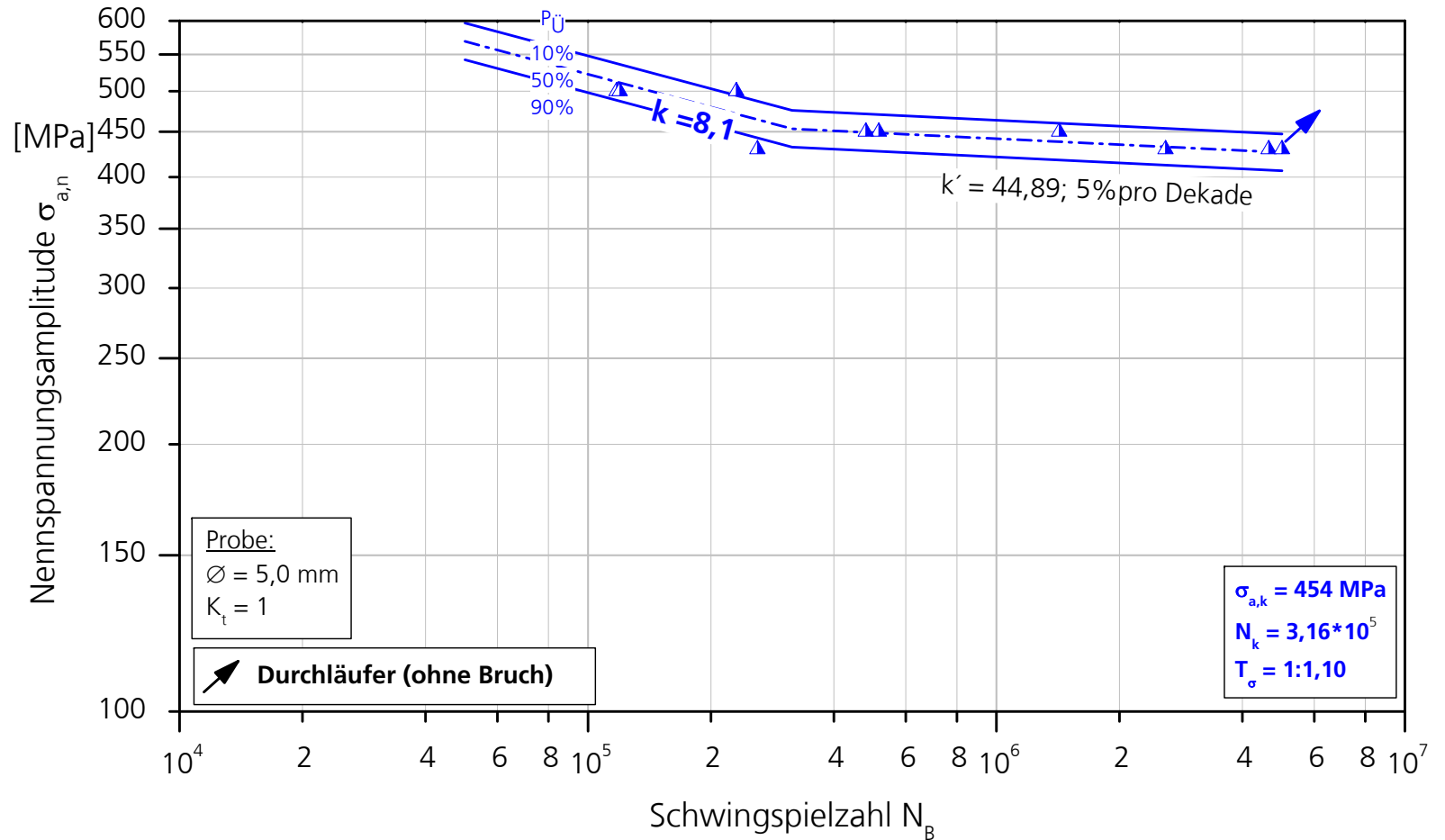
- MAN-NABE WB600; 1. Charge, R=-1, $\varnothing=5,0$ mm
- MAN-NABE WB600; 2. Charge ab Januar 2010, R=-1, $\varnothing=5,0$ mm



Schwingfestigkeit: Audi Schwenklager Variante 2 (R17)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerlinie
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

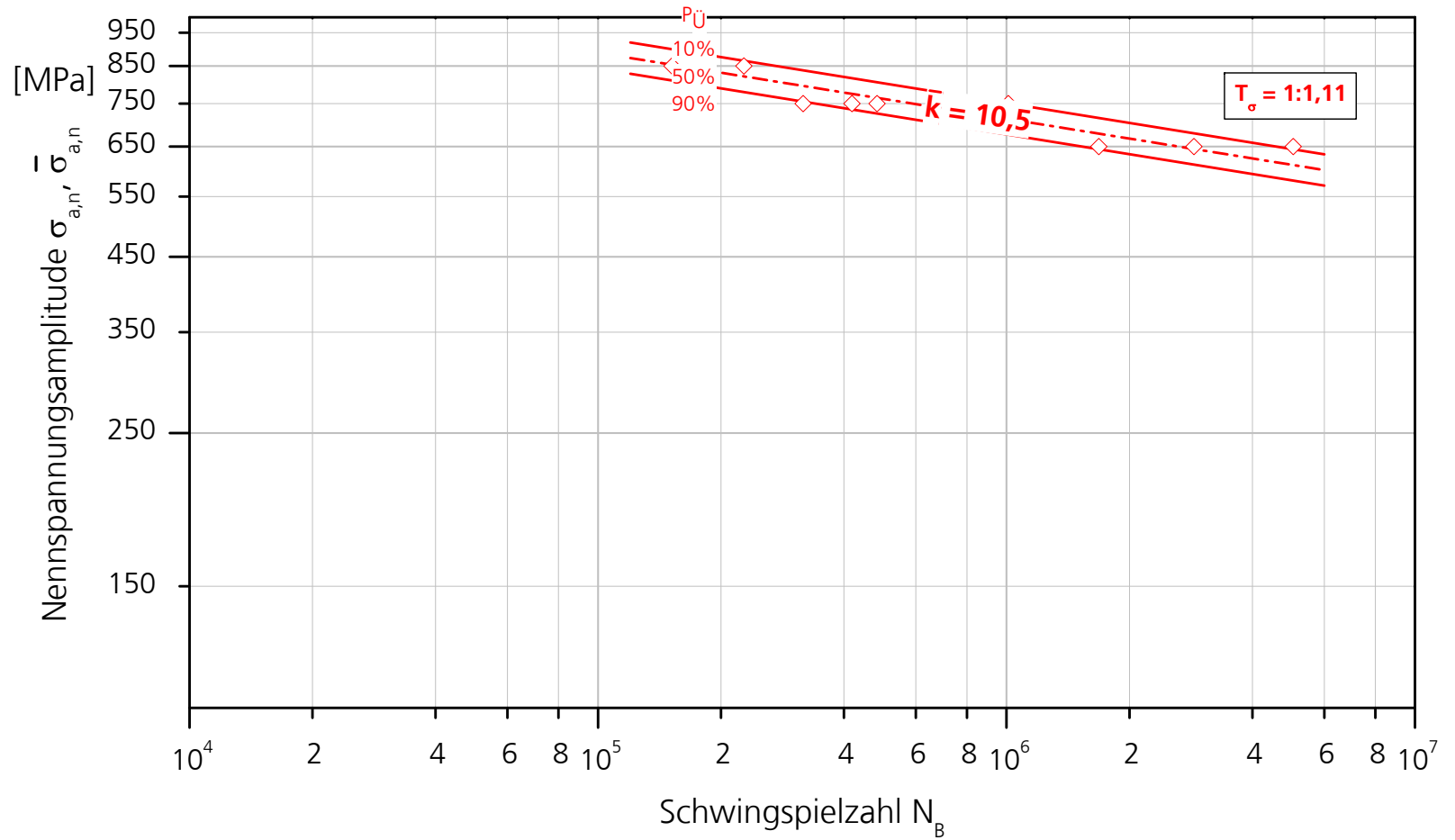
▲ Audi Variante 2, R=-1,
 $\varnothing = 4,0$ mm



Schwingfestigkeit: Audi Schwenklager Variante 1 (R18)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerkurve
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

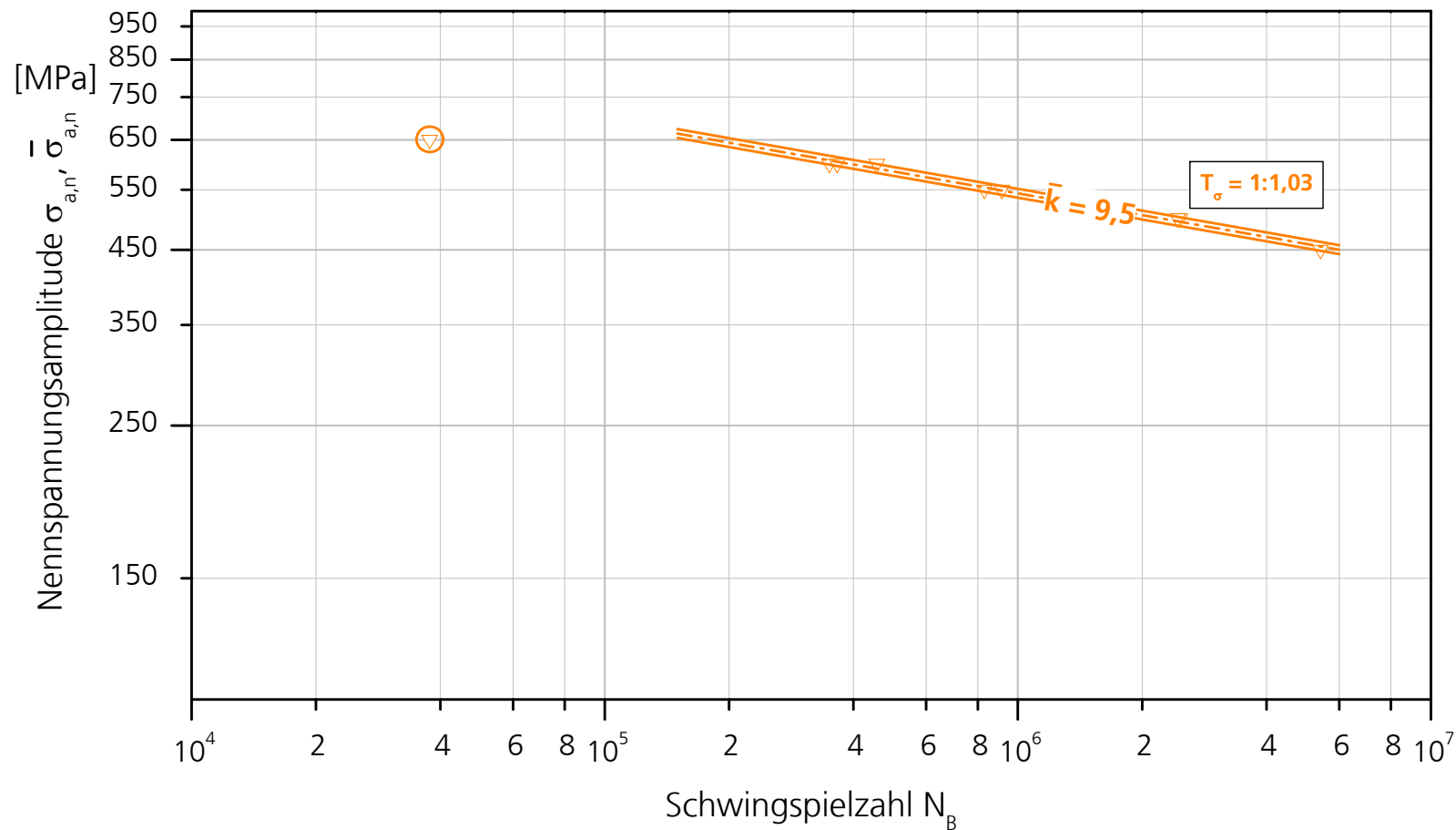
◇ Audi Variante 1; $\bar{R}=-1$,
 $\varnothing = 4,0$ mm



Schwingfestigkeit: MAN-NABE WB600 (R19)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerkurve
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

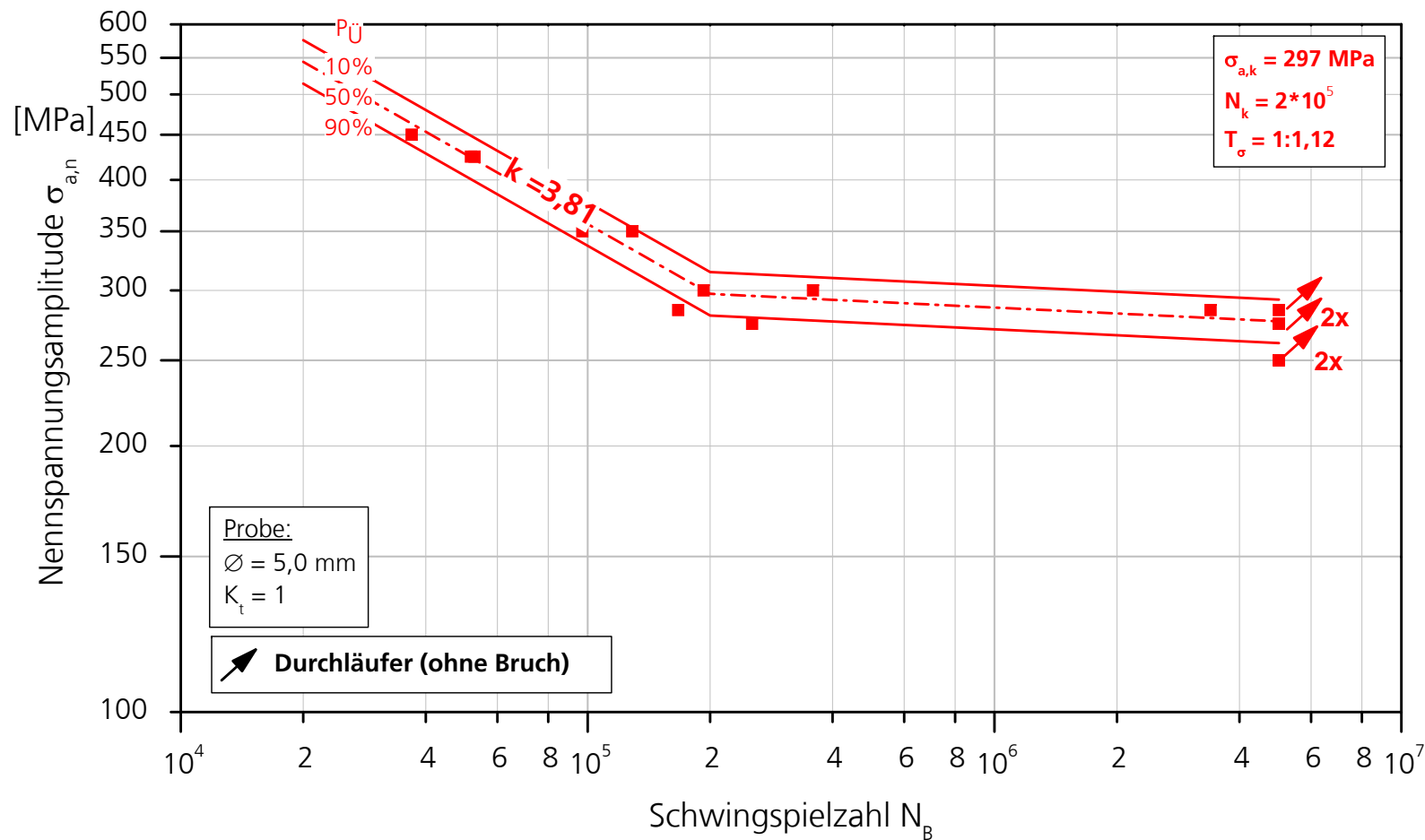
▽ EN-GJS-600 WB, $\bar{R}=-1$,
 $\varnothing = 5,0$ mm
Charge vom Jan. 2010



Schwingfestigkeit: MAN-NABE-ADI (R20)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerlinie
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

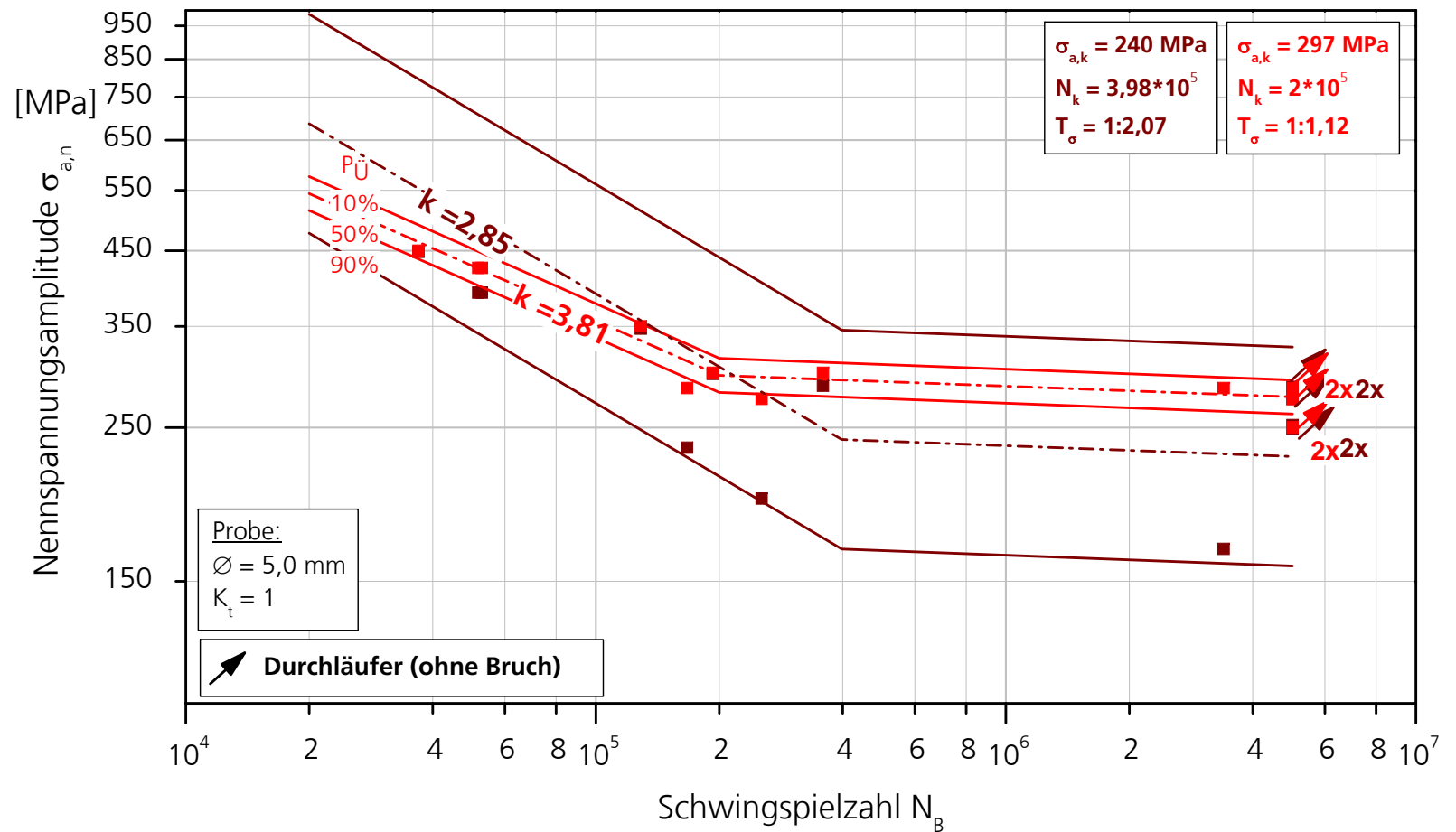
■ MAN-NABE-ADI, R=-1,
 $\varnothing = 5,0 \text{ mm}$



Schwingfestigkeit: MAN-ADI-NABE (R20) mit & ohne angepassten Querschnitt

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
 Prüfung: Wöhlerlinie
 Belastung: axial
 Medium: Luft, RT

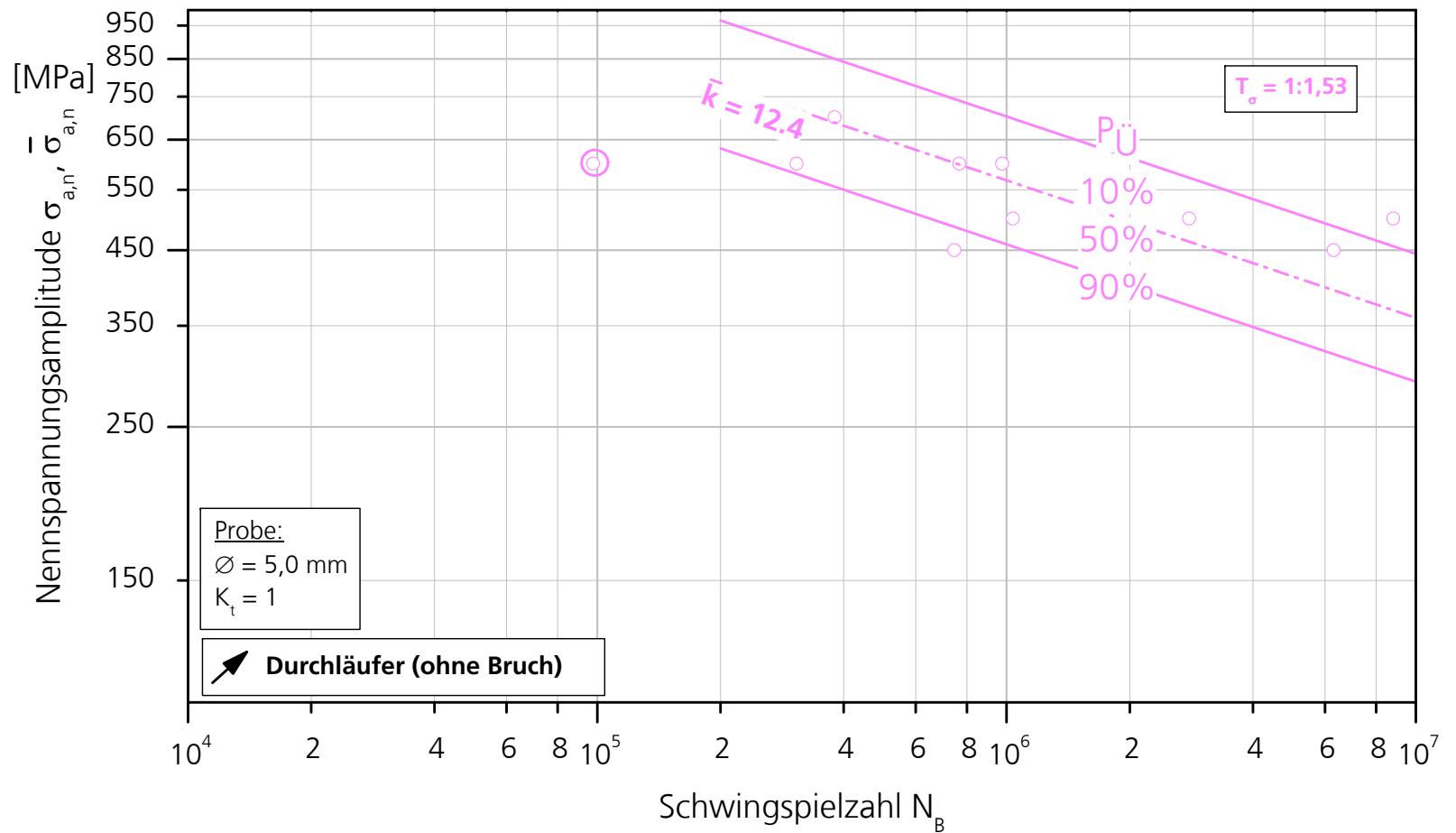
- MAN-ADI-NABE, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm , an Bruchquerschnitt angepasste Spannungen
- MAN-ADI-NABE, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm



Schwingfestigkeit: MAN-NABE-ADI (R21)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerkurve
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

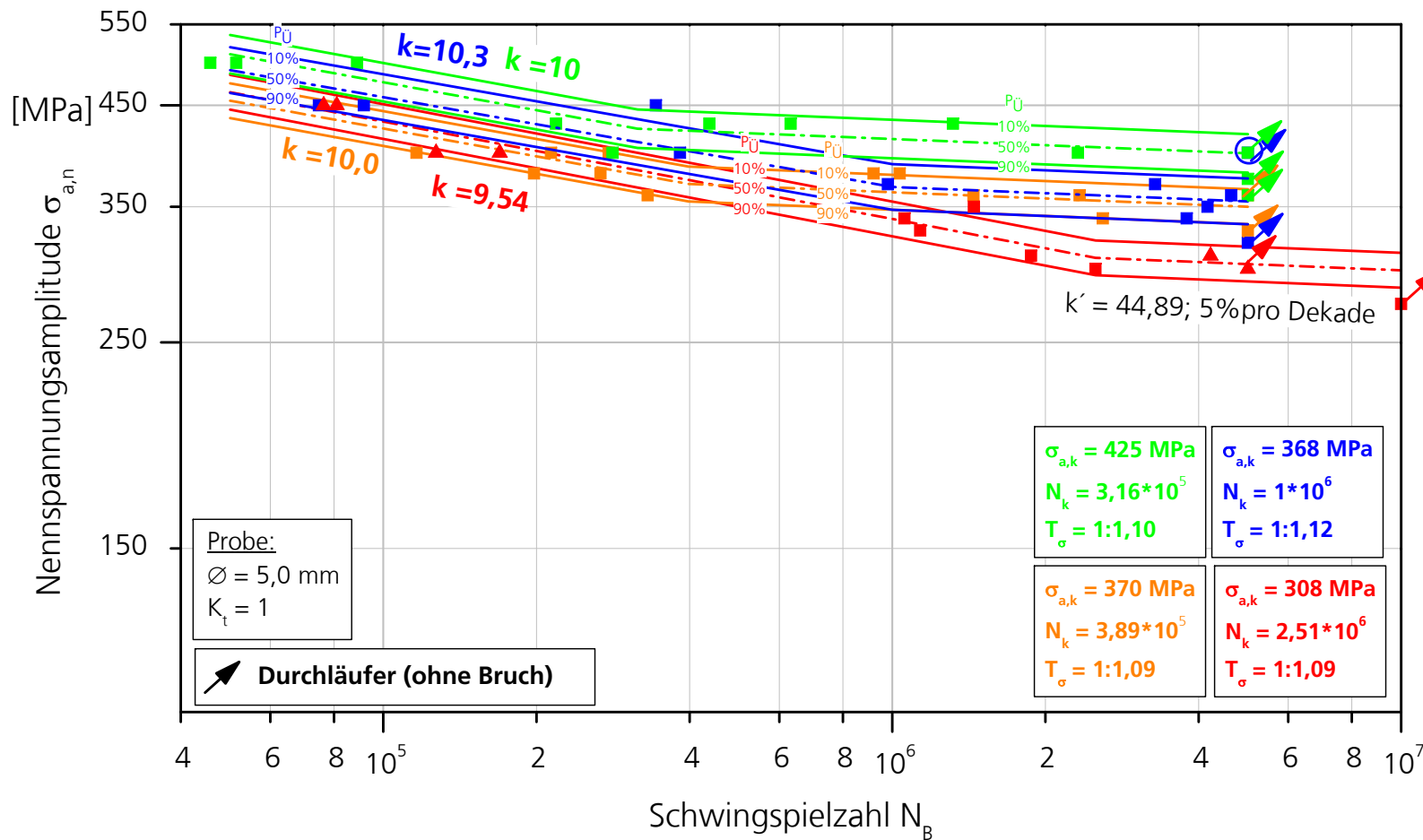
○ MAN-ADI; $\bar{R}=-1$, $\varnothing=5,0$ mm



Schwingfestigkeit: Chargen 2_1 (R02); 2_4 (R04); 1_4 (R06); 2 (R08)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
 Prüfung: Wöhlerlinie
 Belastung: axial
 Medium: Luft, RT

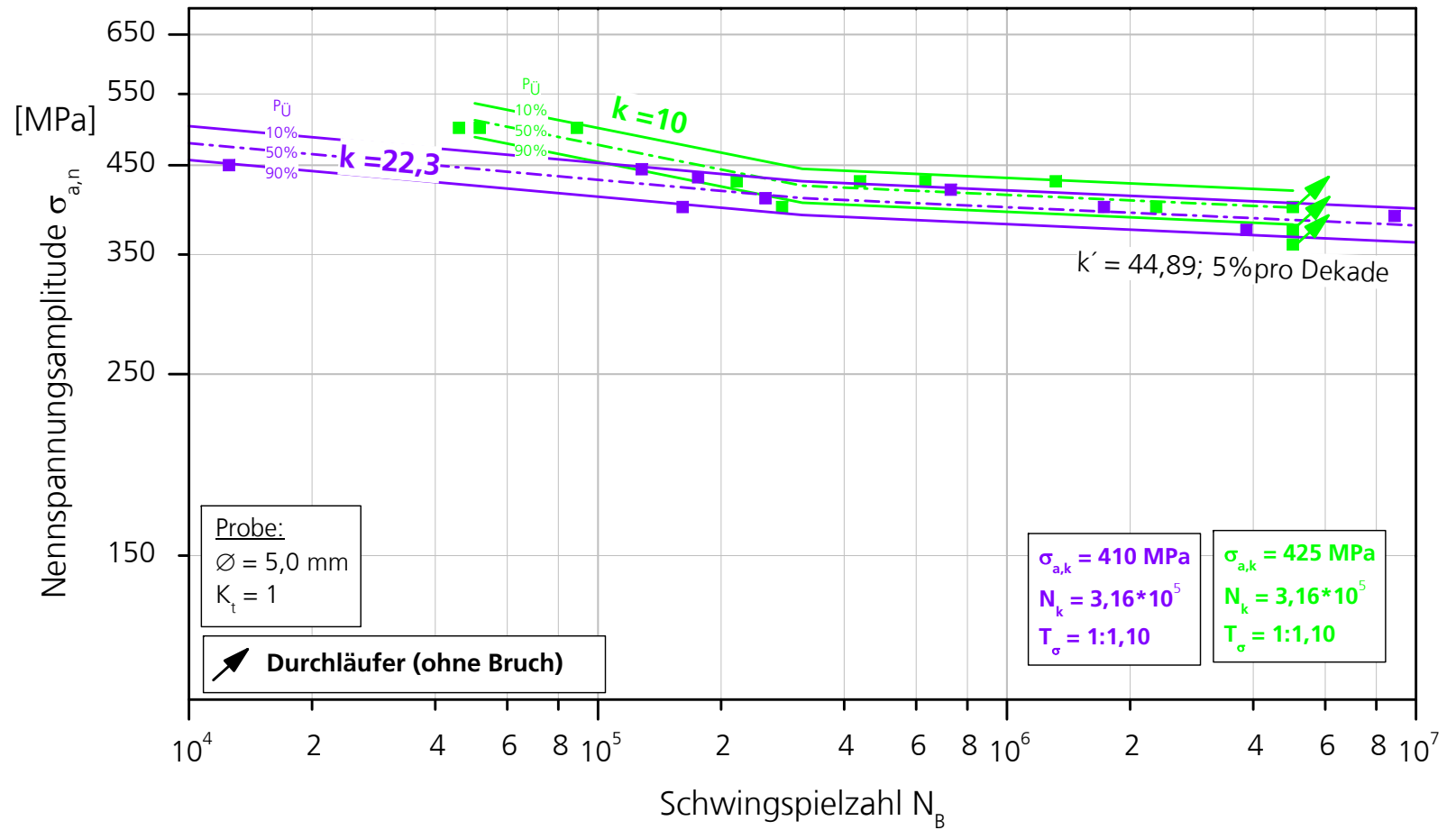
- Charge 2_4, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm
- Charge 1_4, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm
- Charge 2, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm
- Charge 2_1, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm
- ▲ Charge 2_1, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm;
neue Fertigungscharge



Schwingfestigkeit: Charge 2 (R08) & (R10)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerlinie
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

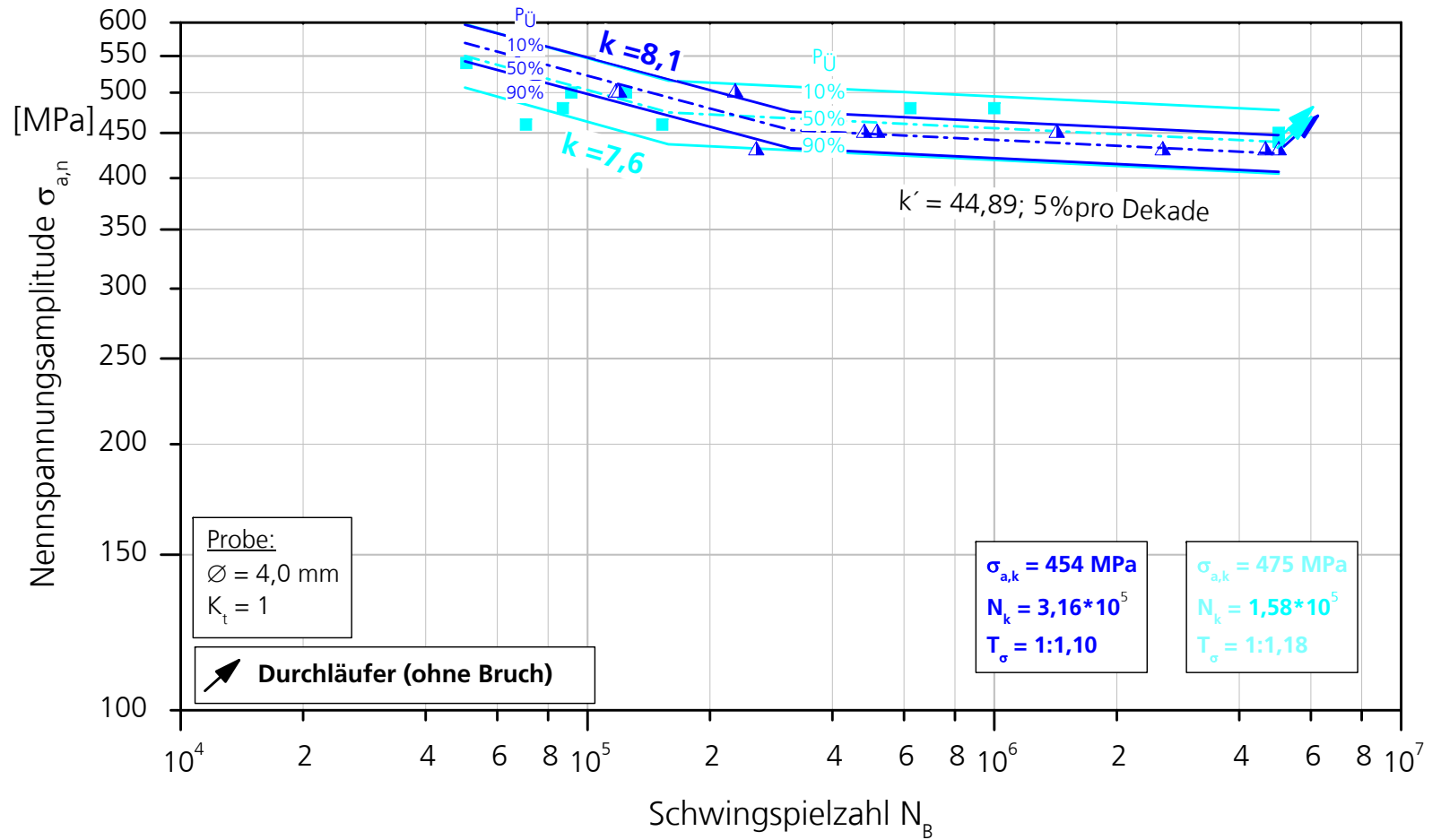
- Charge 2, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm
- Charge 2, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm, $K_t = 1,28$



Schwingfestigkeit: Audi Schwenklager Variante 1 (R14) & Variante 2 (R17)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerlinie
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

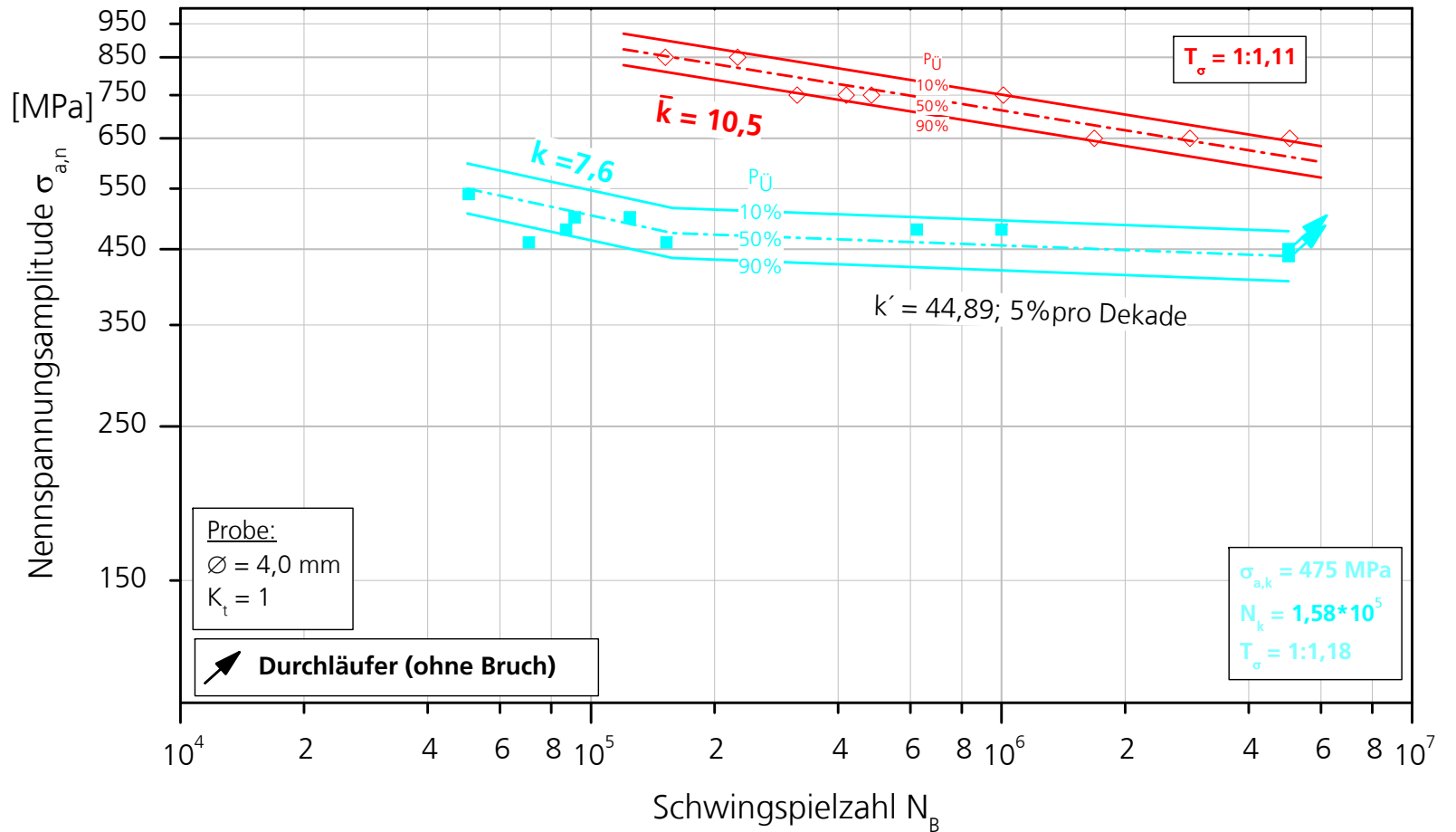
- Audi Variante 1, R=-1, $\varnothing = 4,0$ mm
- ▲ Audi Variante 2, R=-1, $\varnothing = 4,0$ mm



Schwingfestigkeit: Audi Schwenklager Var. 1; konst. (R14) & var. Ampl. (R18)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
 Prüfung: Wöhlerlinie
 Belastung: axial
 Medium: Luft, RT

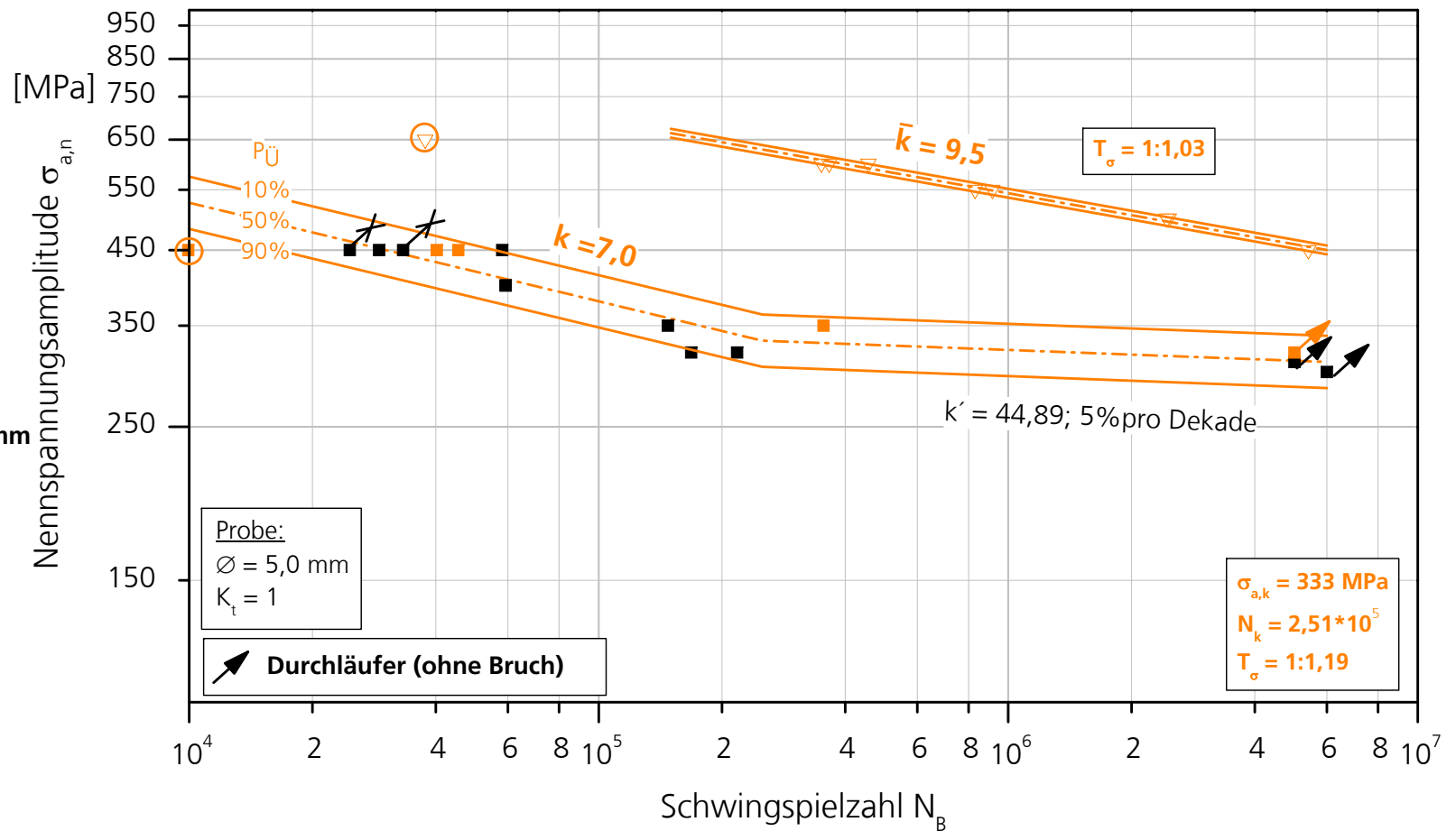
- Audi Variante 1, $R=-1$,
 $\varnothing = 4,0$ mm
- ◇ Audi Variante 1; $\bar{R}=-1$,
 $\varnothing = 4,0$ mm



Schwingfestigkeit: MAN-NABE WB600, konst. (R16) & var. Amplituden (R19)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerlinie
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

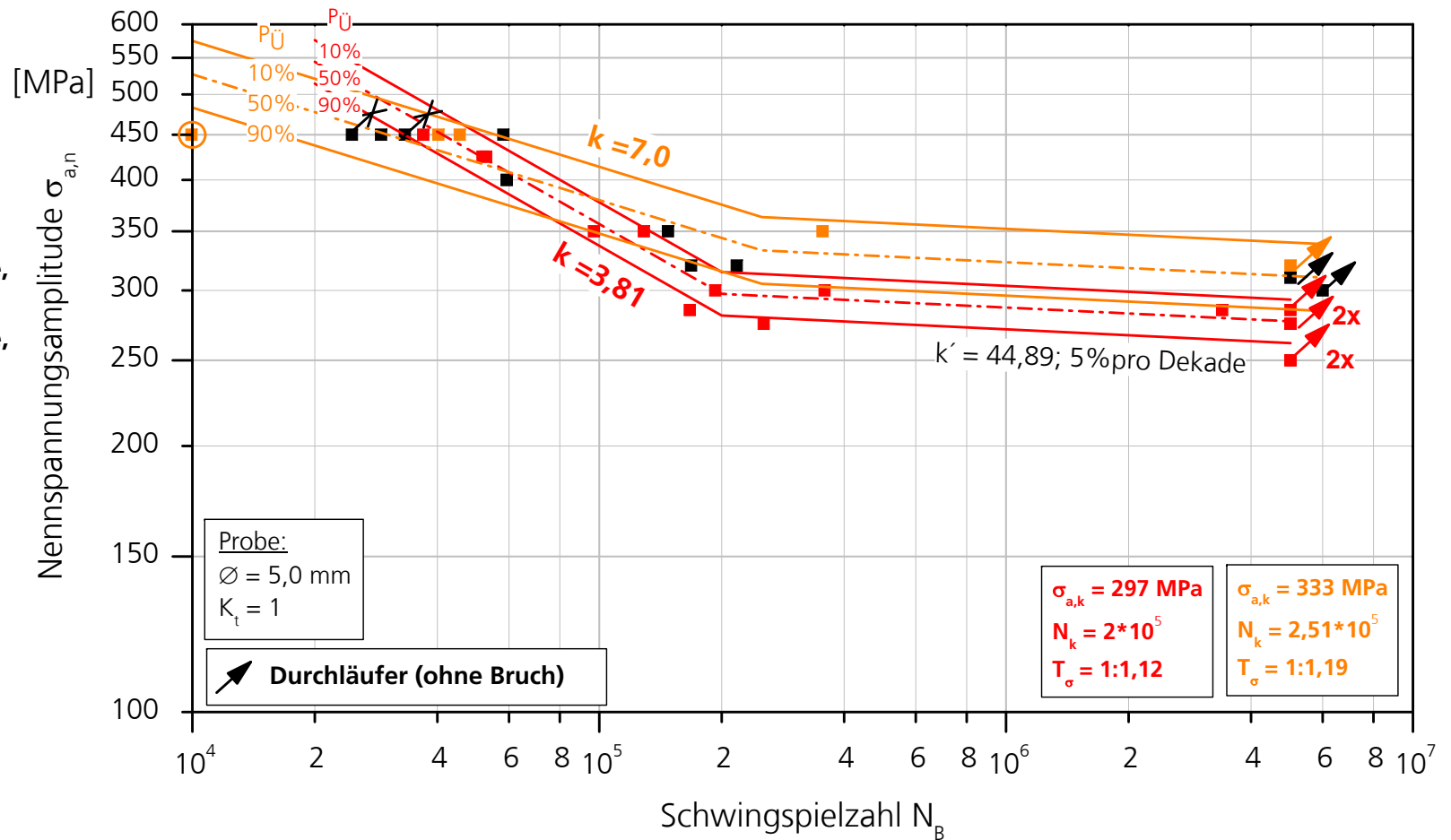
- MAN-NABE WB600; 1. Charge, $R=-1$, $\varnothing=5,0$ mm
- MAN-NABE WB600; 2. Charge, ab Januar 2010, $R=-1$, $\varnothing=5,0$ mm
- ▽ EN-GJS-600 WB, $\bar{R}=-1$, $\varnothing=5,0$ mm Charge vom Januar 2010



Schwingfestigkeit: MAN-NABE WB600 (R16) & MAN-NABE-ADI (R20)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerlinie
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

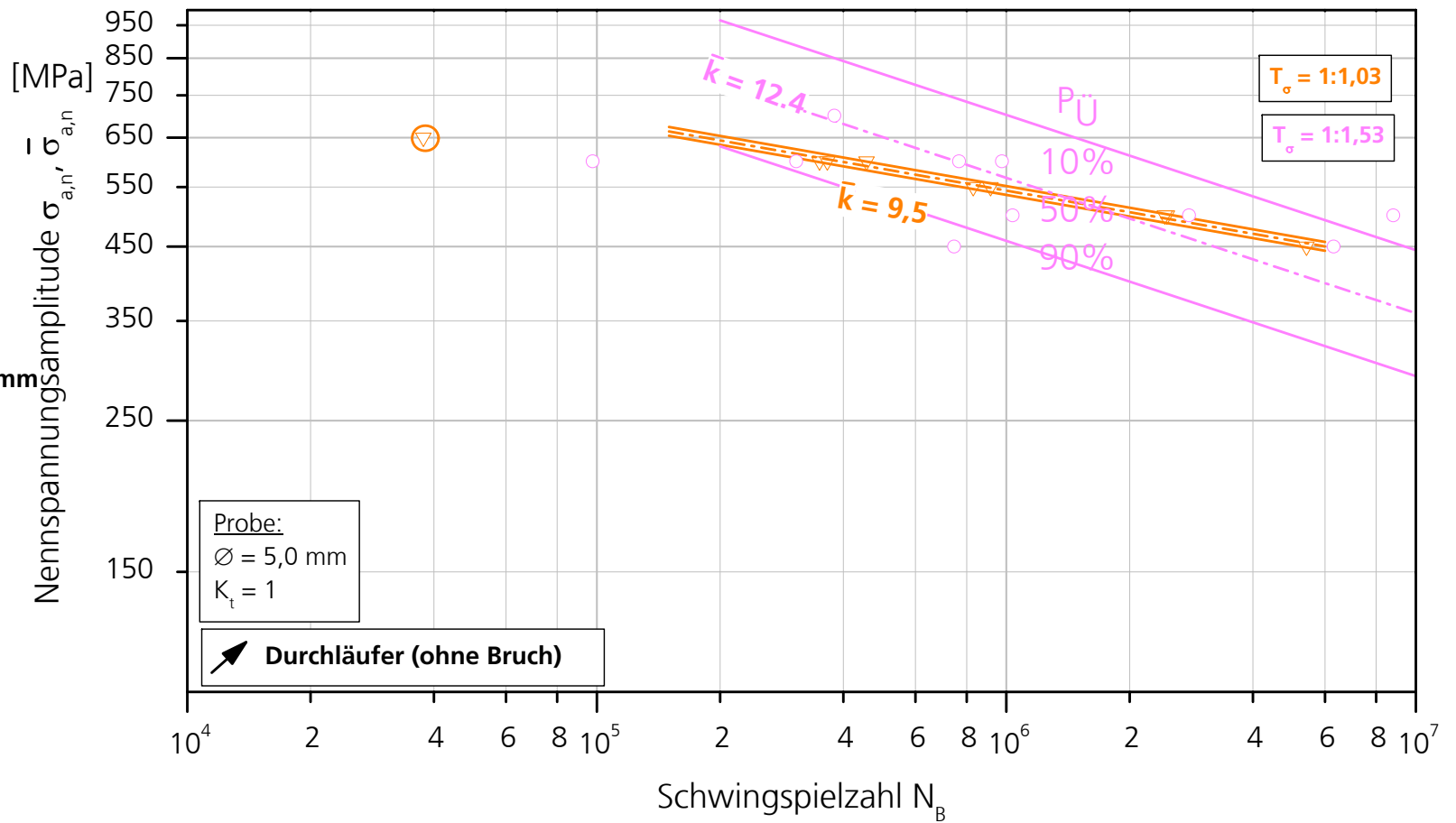
- MAN-NABE WB600; 1. Charge, R=-1, $\varnothing=5,0$ mm
- MAN-NABE WB600; 2. Charge, ab Januar 2010, R=-1, $\varnothing=5,0$ mm
- MAN-NABE-ADI, R=-1, $\varnothing=5,0$ mm



Schwingfestigkeit: MAN-NABE WB600 (R19) & MAN-NABE-ADI (R21)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerkurve
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

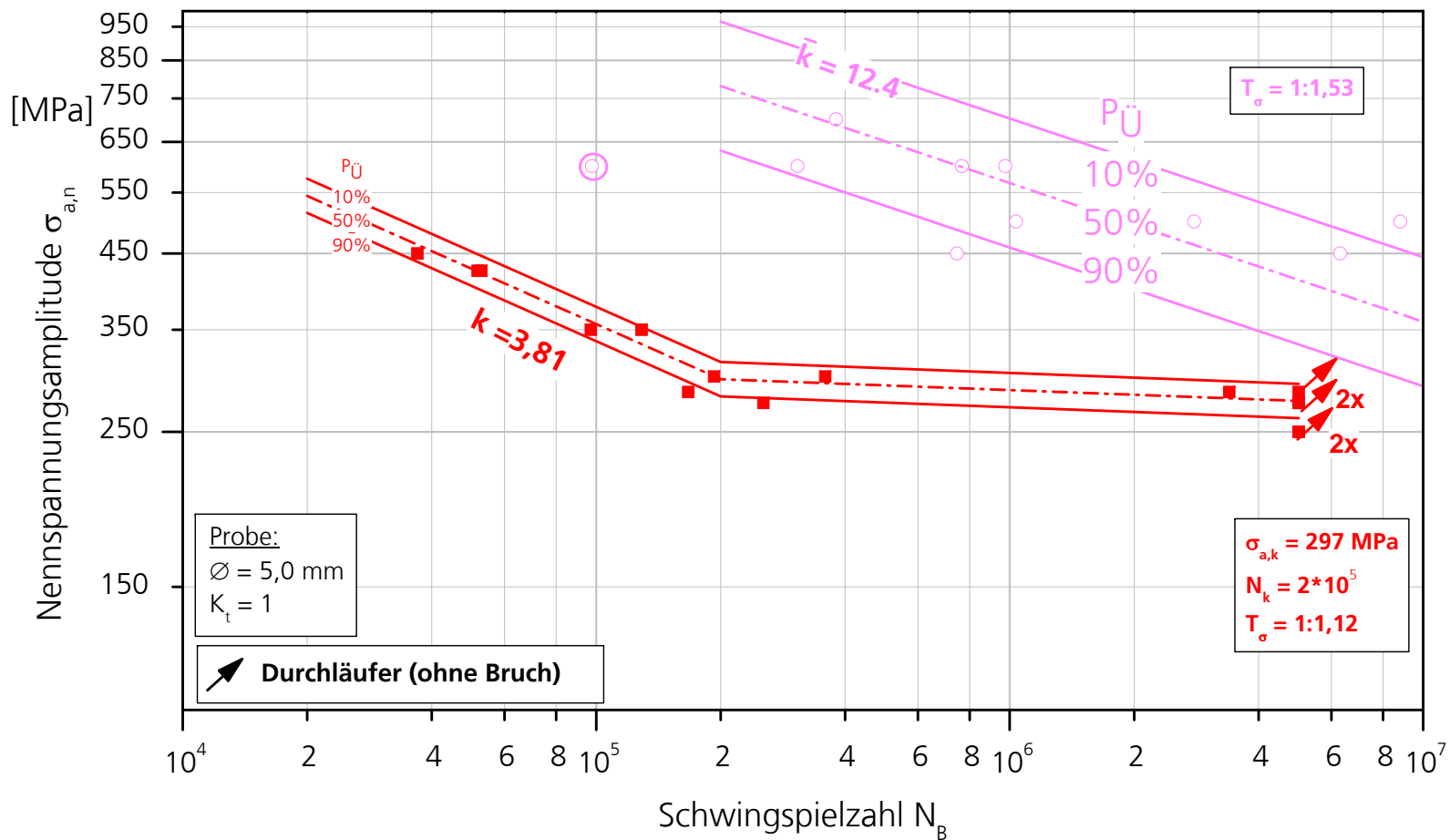
- ▽ EN-GJS-600 WB, $\bar{R}=-1$,
 $\varnothing = 5,0$ mm
 Charge vom Jan. 2010
- MAN-NABE-ADI; $\bar{R}=-1$, $\varnothing = 5,0$ mm



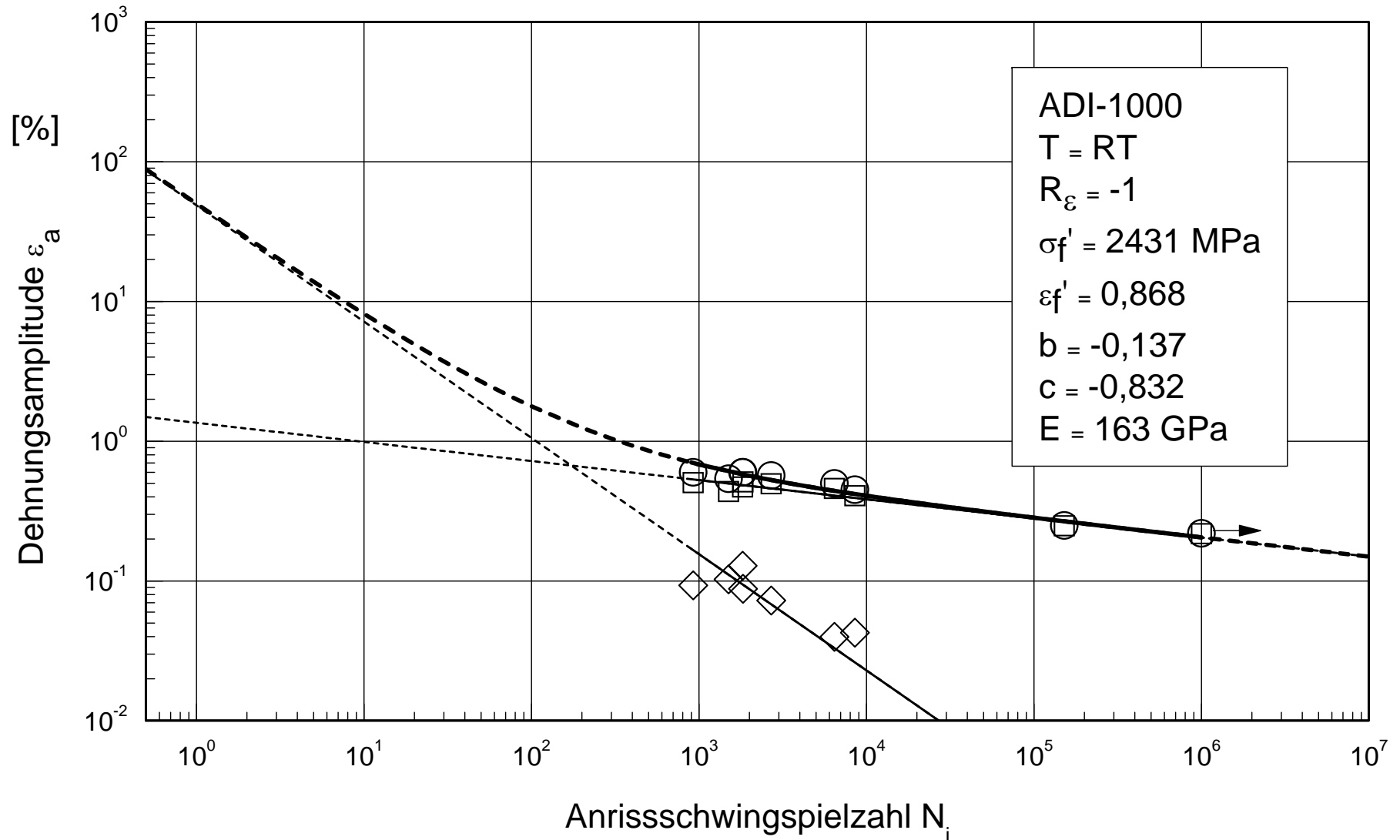
Schwingfestigkeit: MAN-NABE-ADI, konst. (R20) & var. Amplituden (R21)

Probenform: Rundprobe, $K_t=1$
Prüfung: Wöhlerlinie
Belastung: axial
Medium: Luft, RT

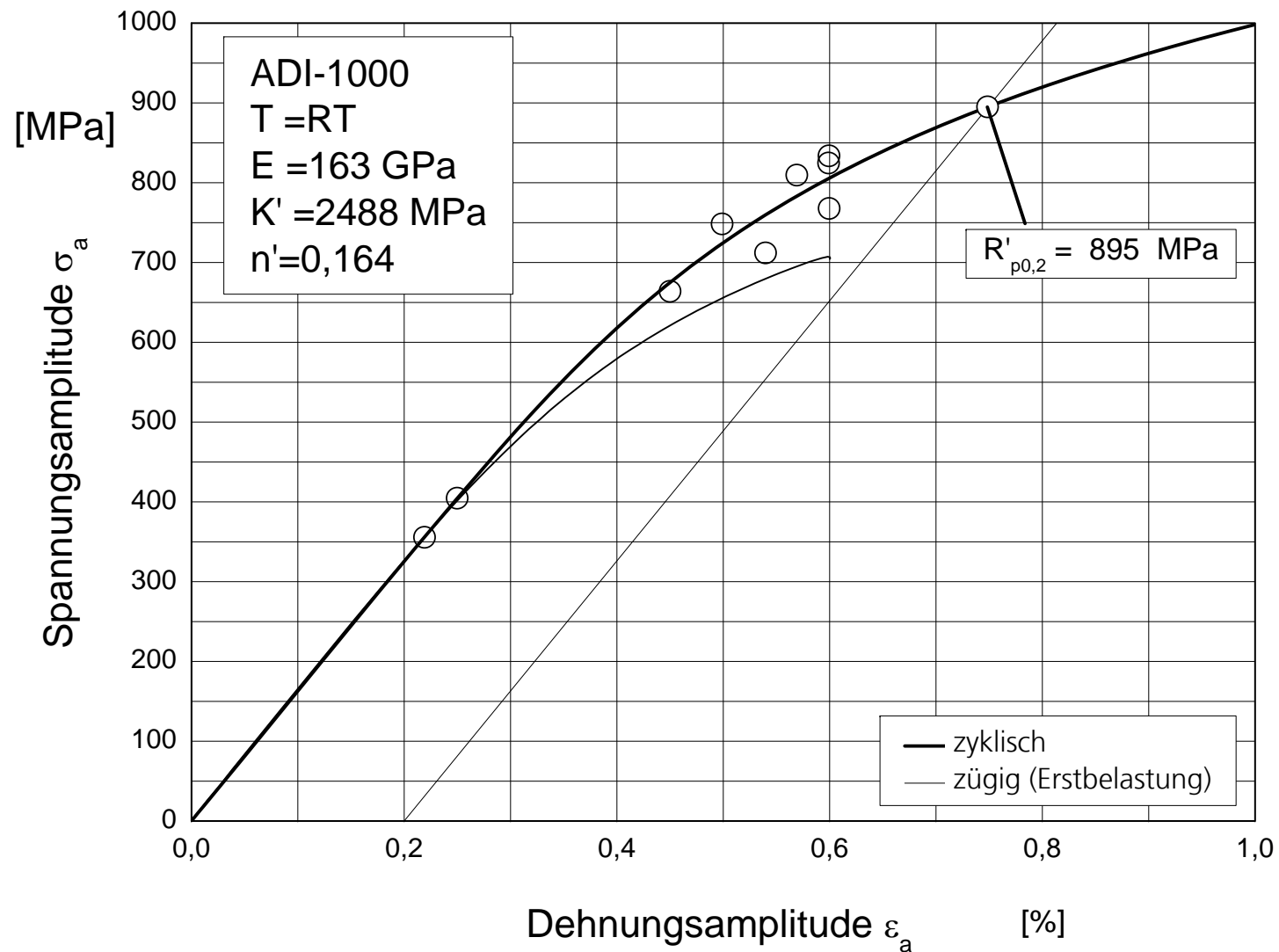
- MAN-ADI, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm
- MAN-ADI, R=-1, $\varnothing = 5,0$ mm



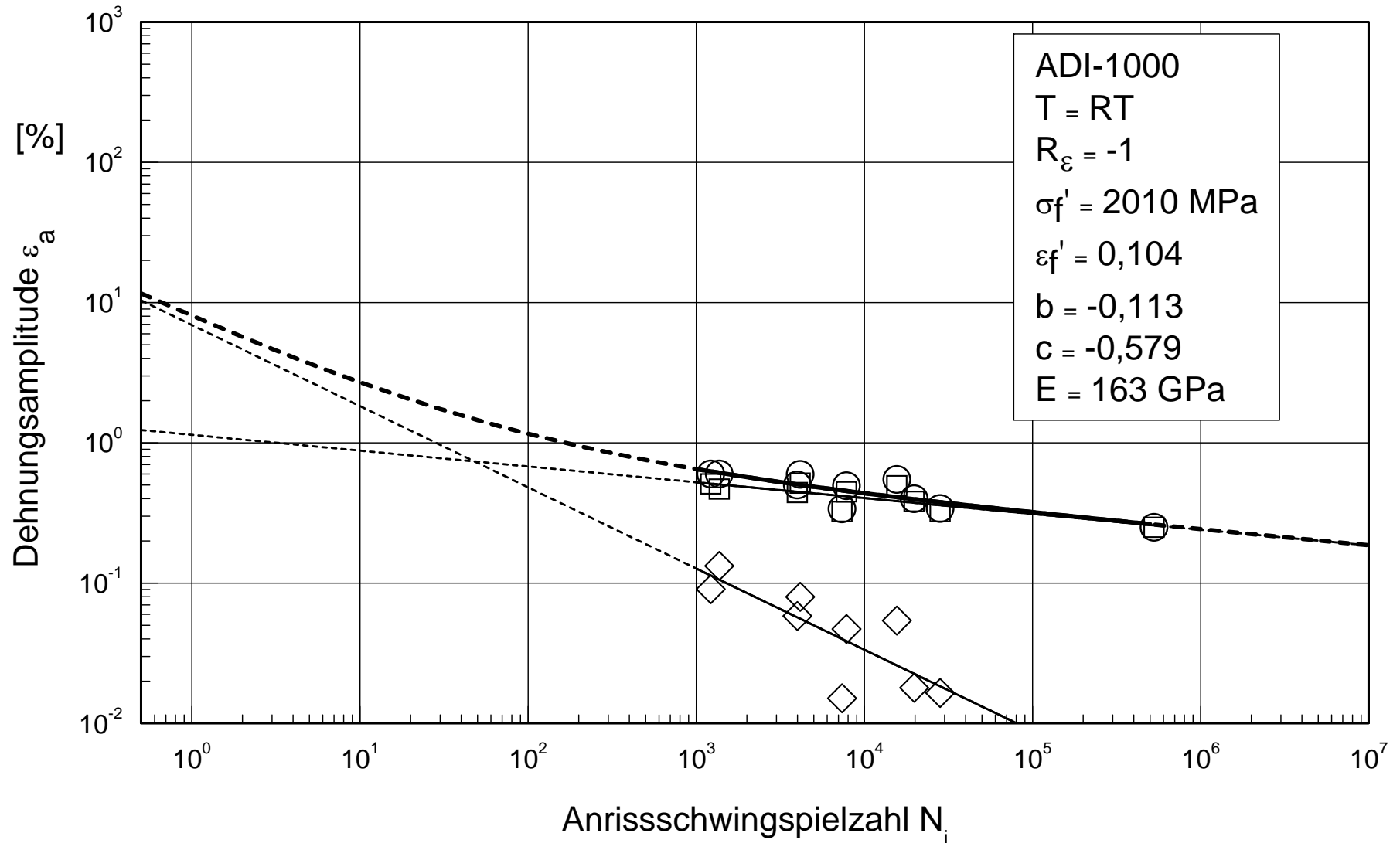
Dehnungswöhlerlinie: Charge 2_1 (R01)



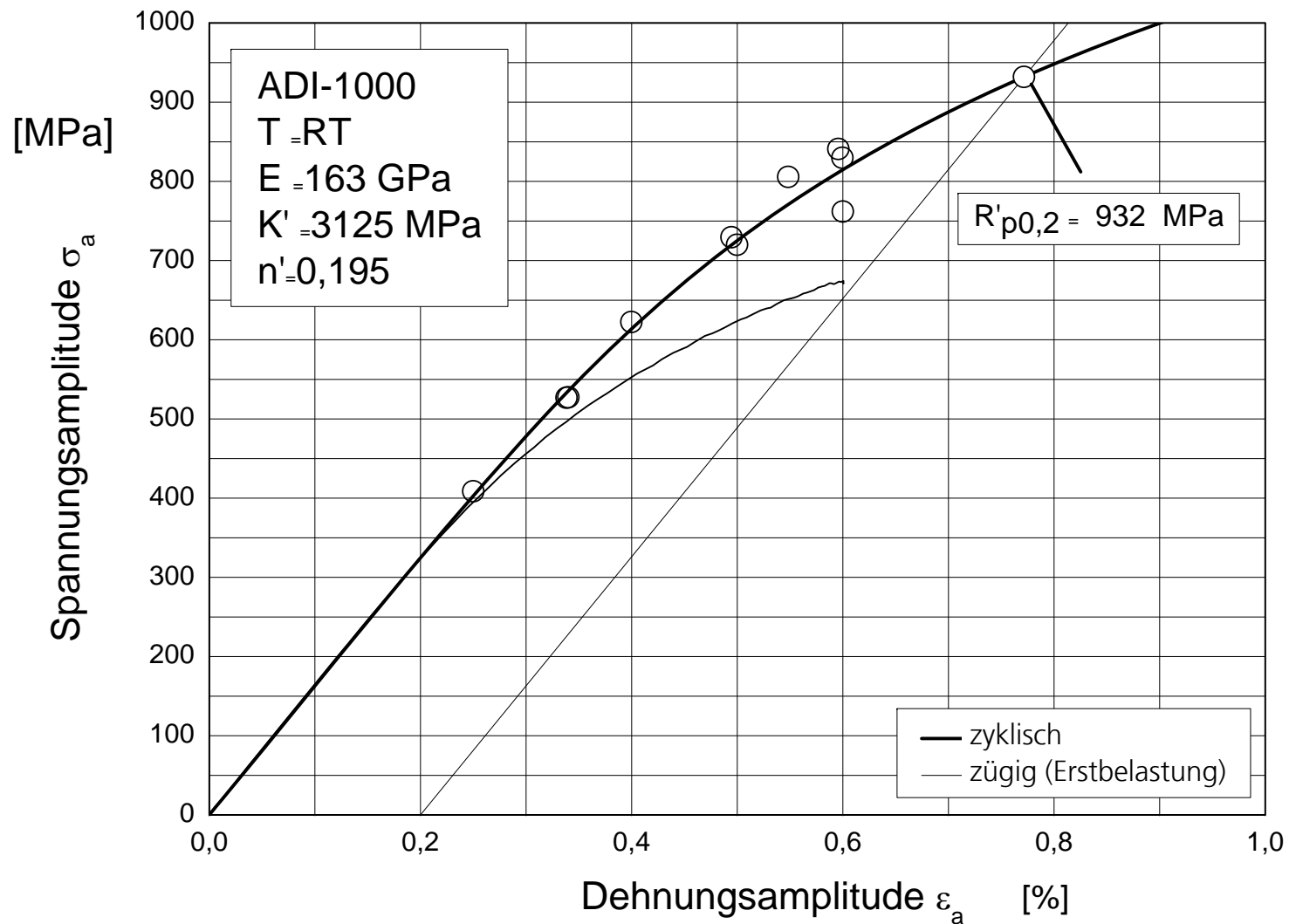
Erstbelastungs- und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve: Charge 2_1 (R01)



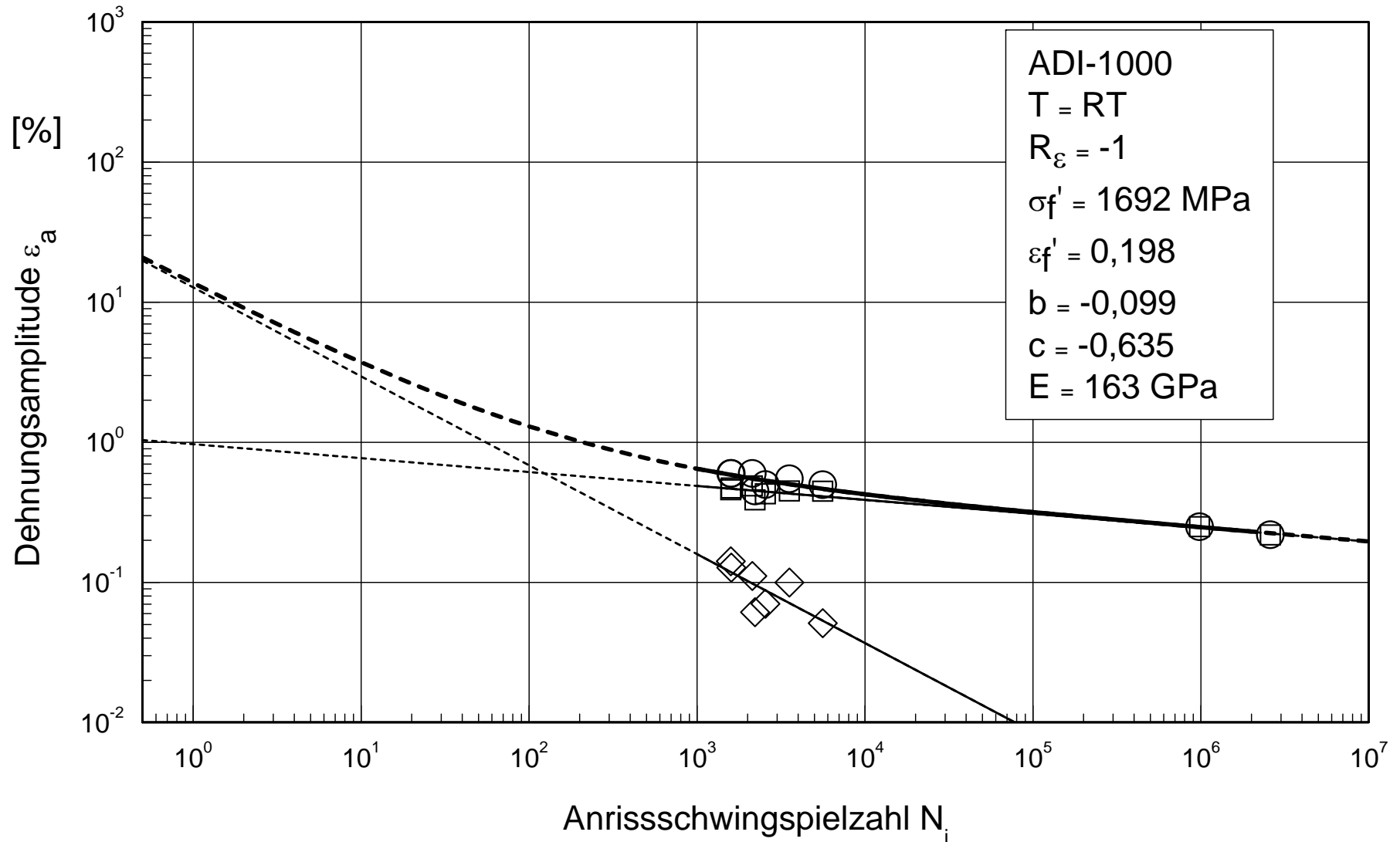
Dehnungswöhlerlinie: Charge 2_4 (R03)



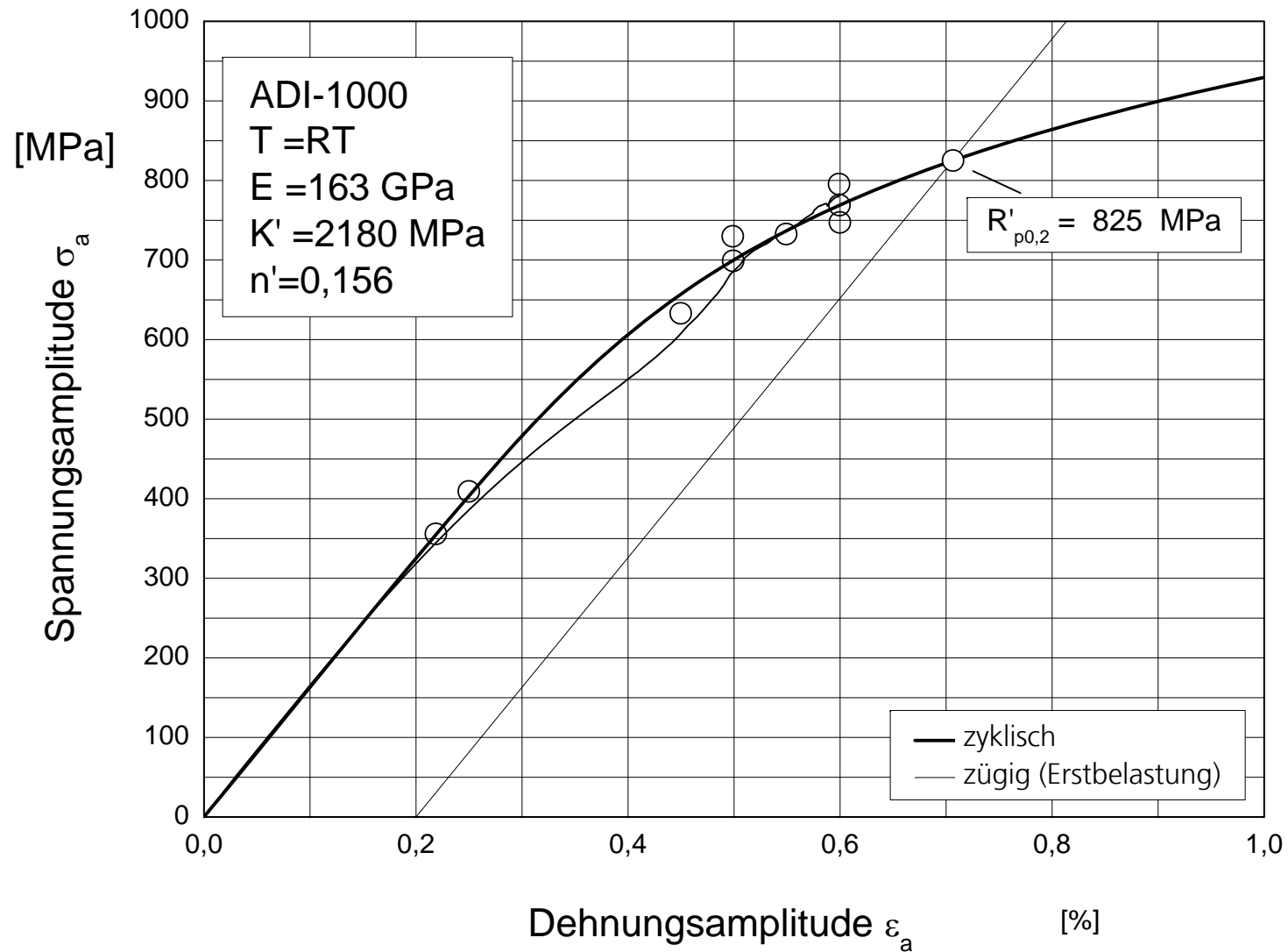
Erstbelastungs- und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve: Charge 2_4 (R03)



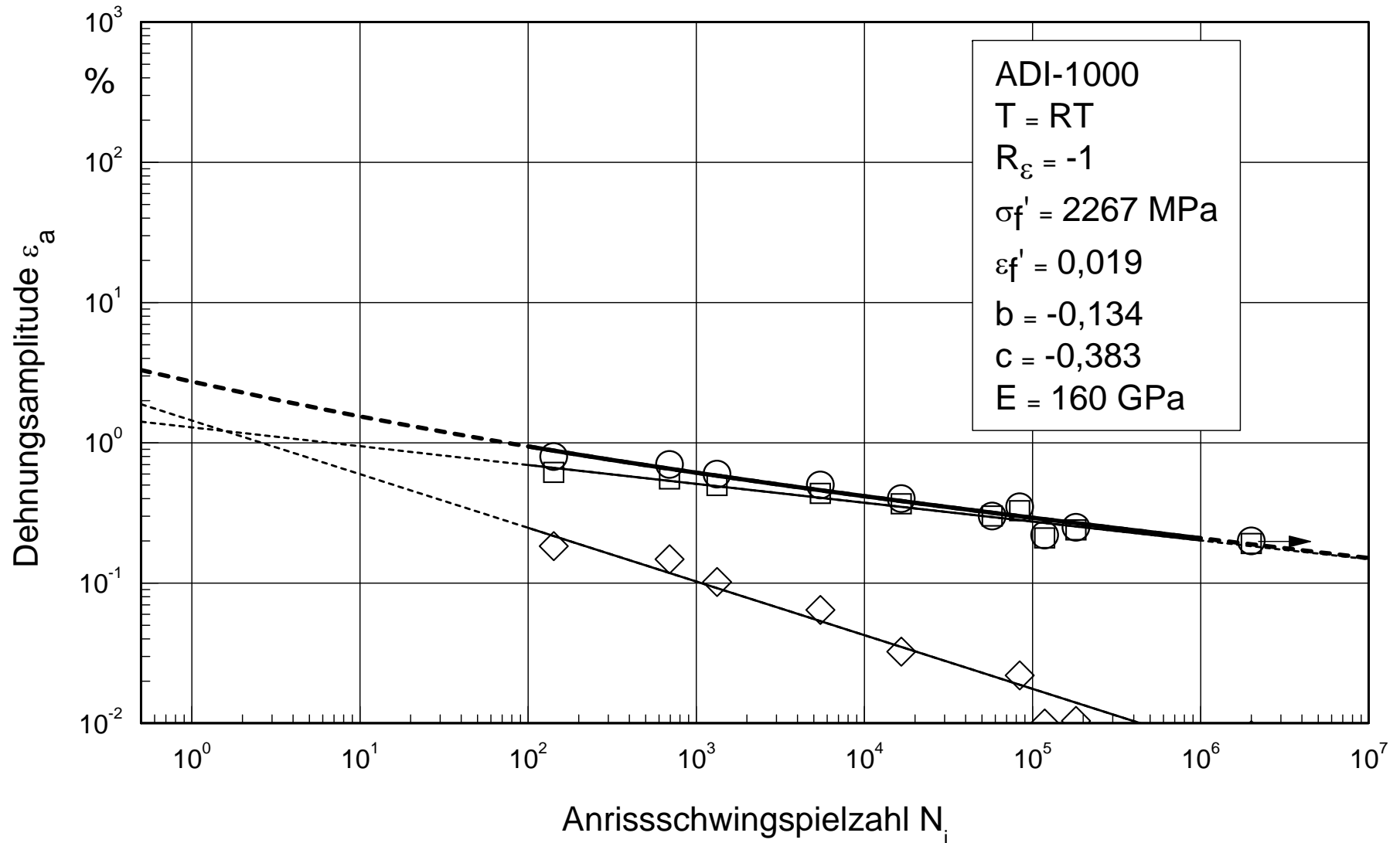
Dehnungswöhlerlinie: Charge 1_4 (R05)



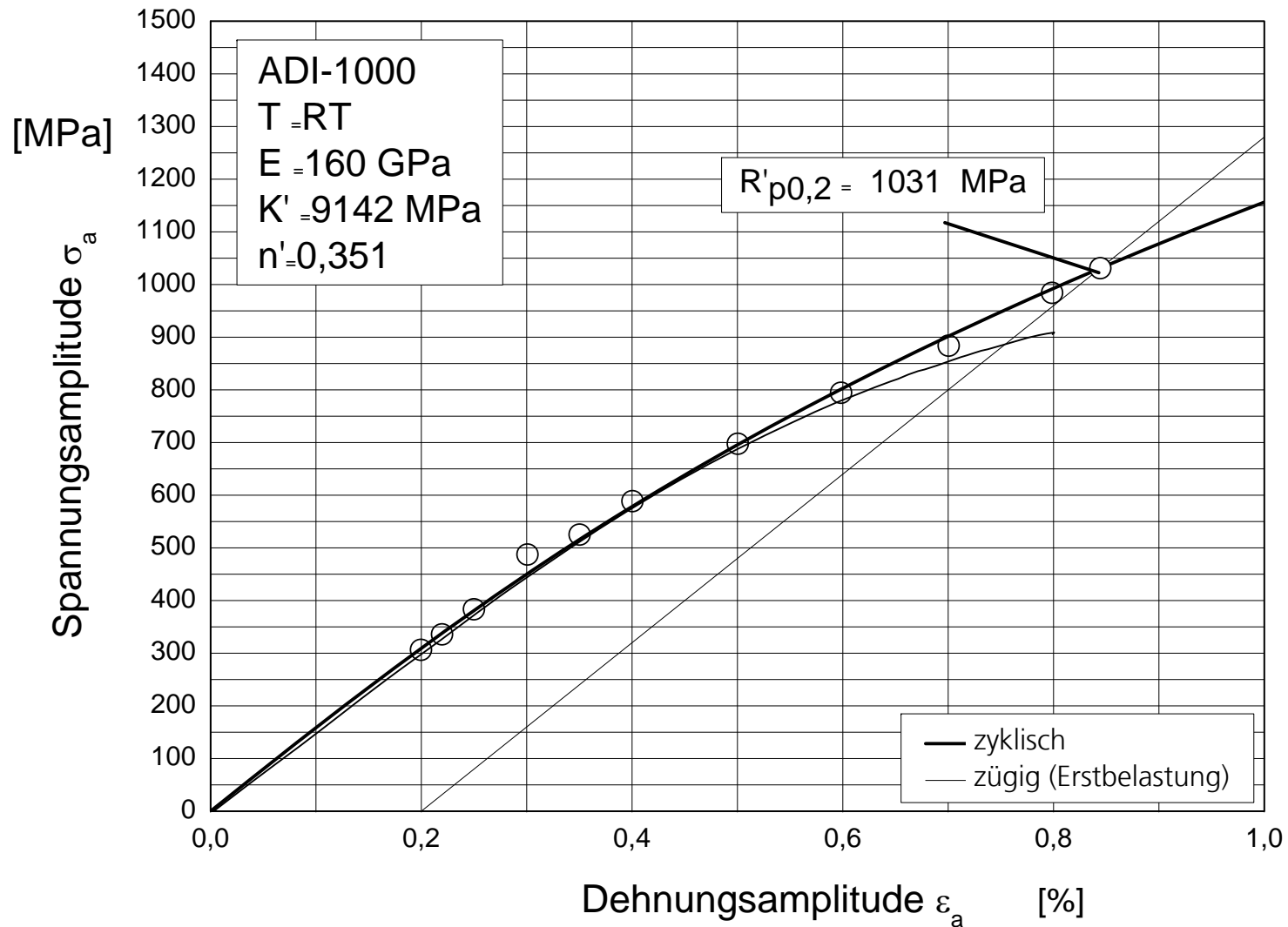
Erstbelastungs- und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve: Charge 1_4 (R05)



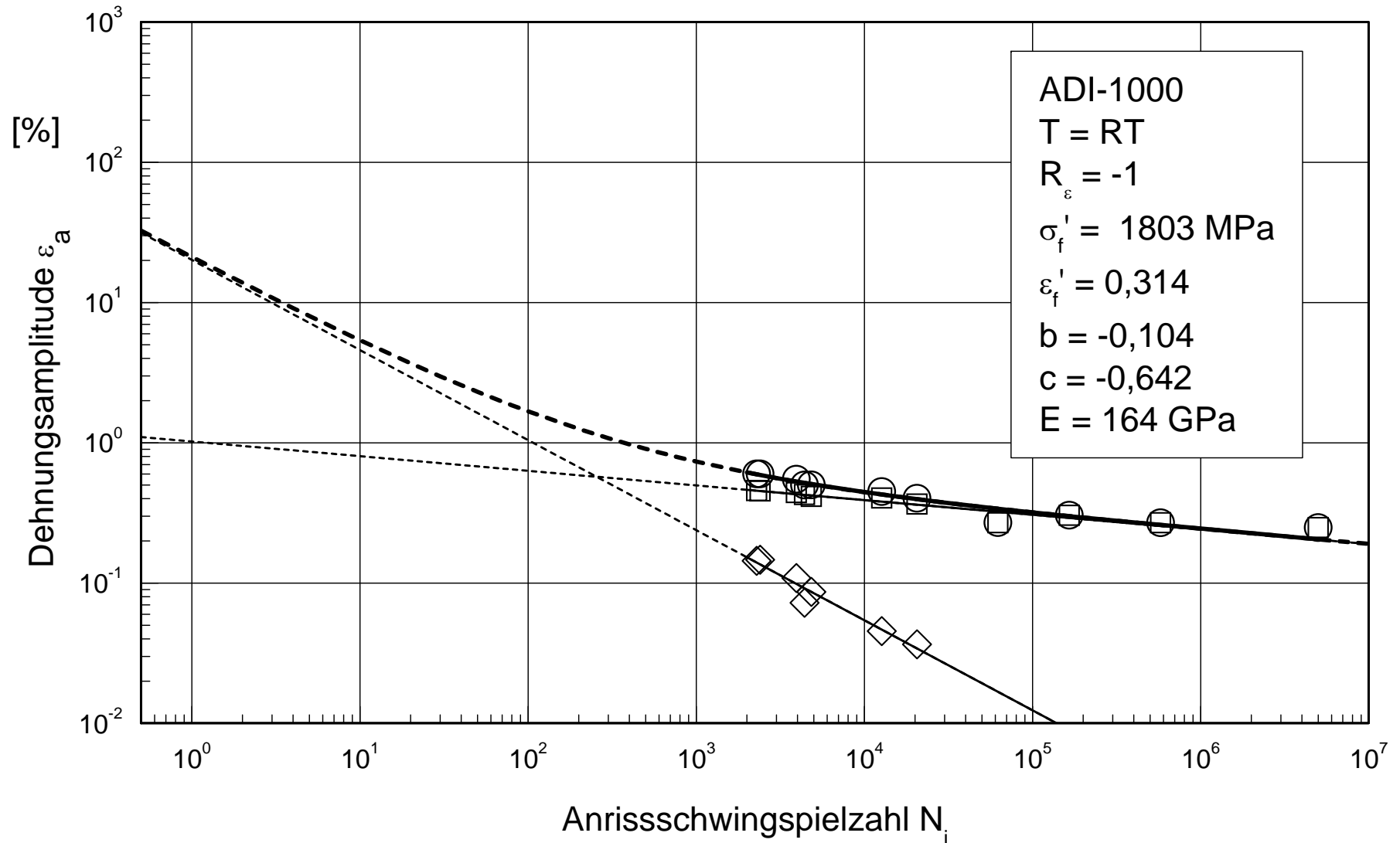
Dehnungswöhlerlinie: Charge 2 (R07)



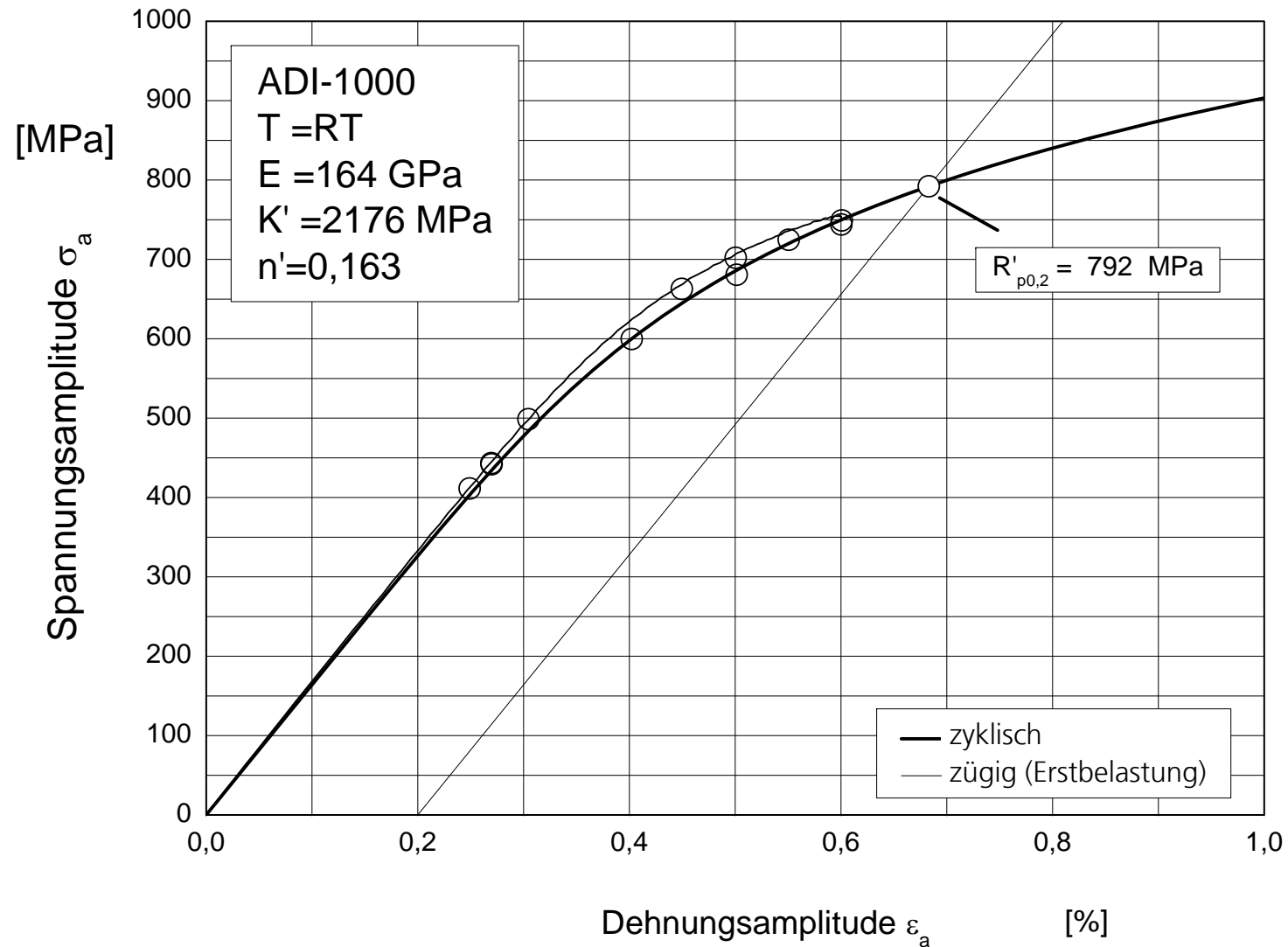
Erstbelastungs- und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve: Charge 2 (R07)



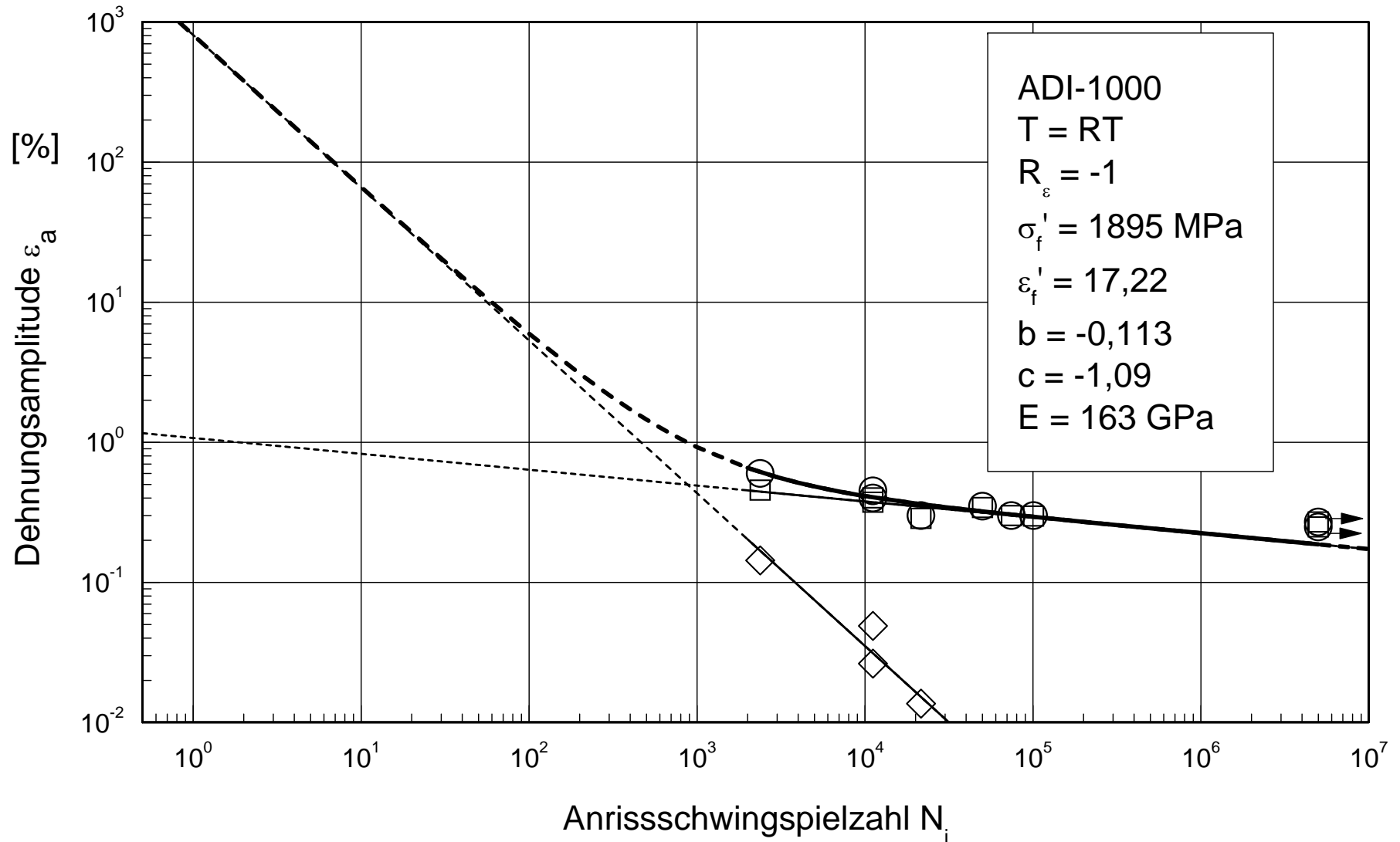
Dehnungswöhlerlinie: Audi Schwenklager Variante 1 (R13)



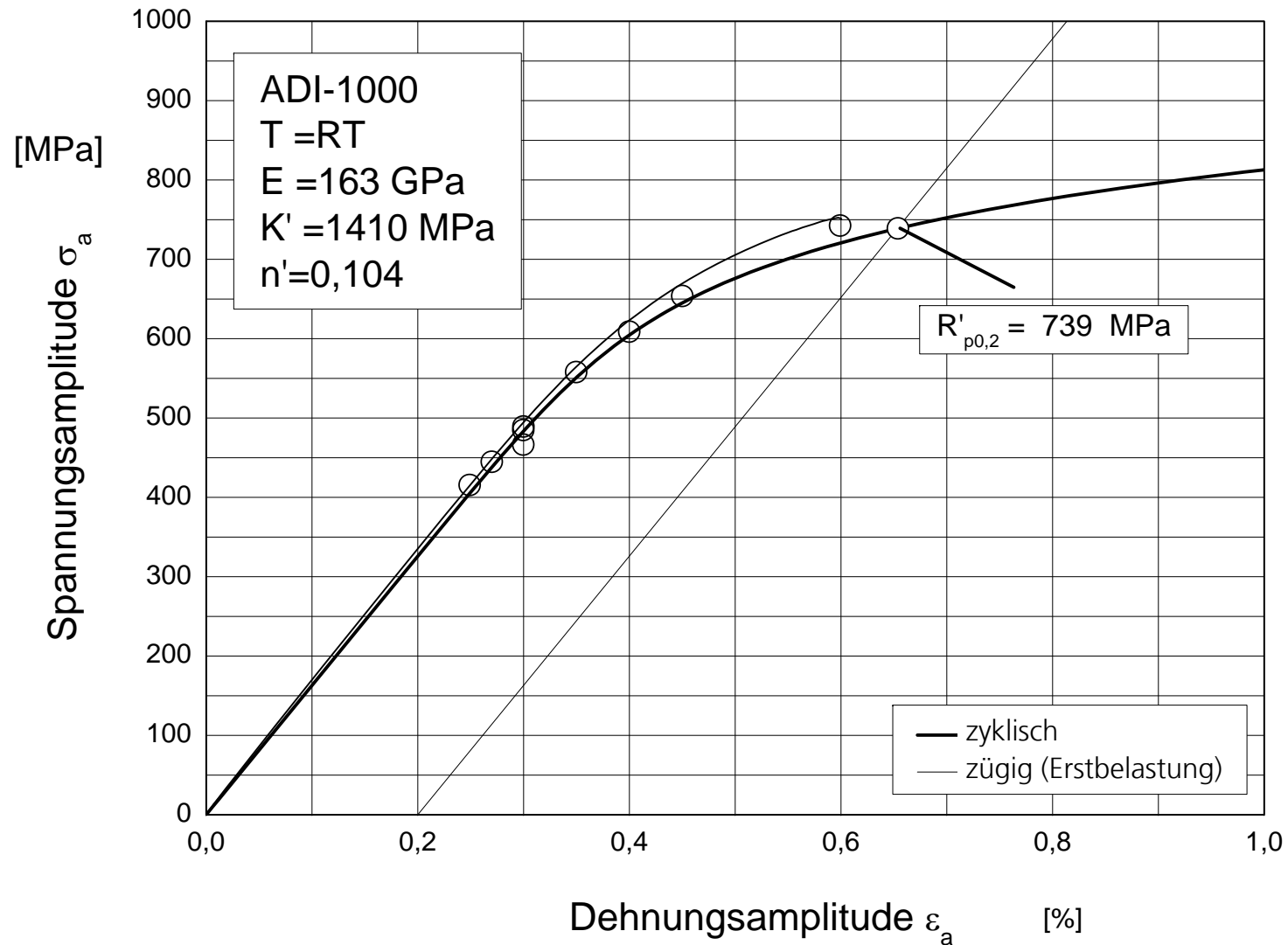
Erstbelastungs- und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve: Audi Schwenklager Variante 1 (R13)



Dehnungswöhlerlinie: Audi Schwenklager Variante 2 (R15)



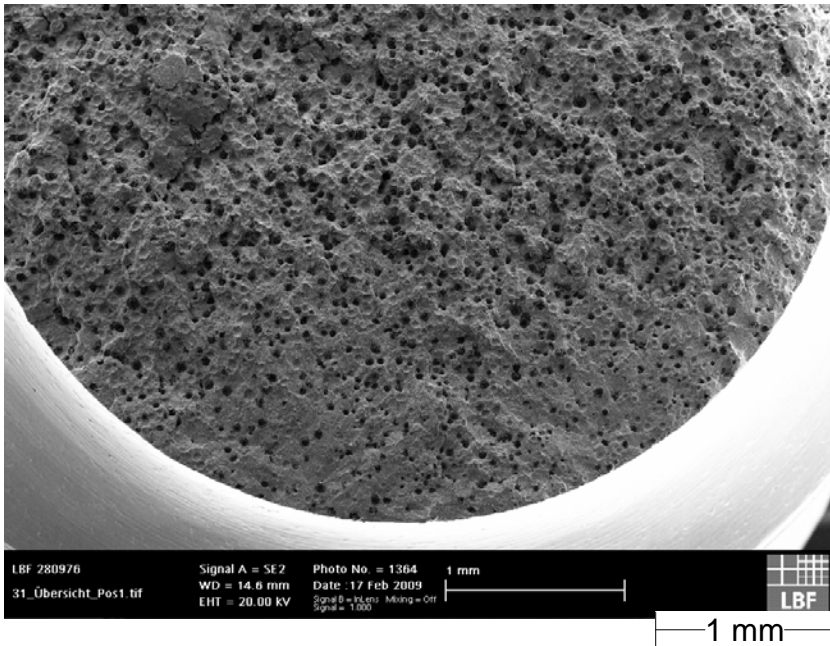
Erstbelastungs- und zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve: Audi Schwenklager Variante 2 (R15)



Anhang M

Metallographie

Probe 3_1_02: REM – Untersuchung

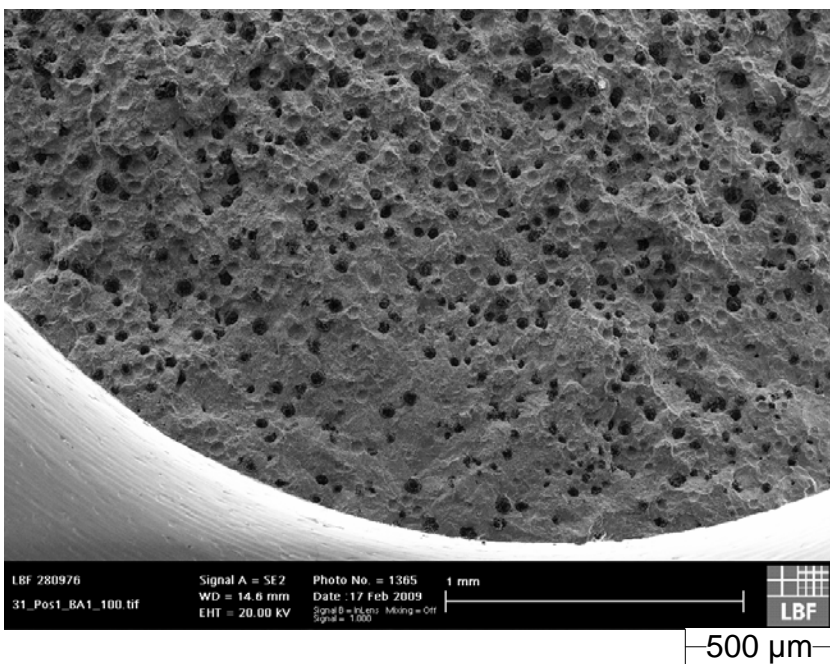


Position 1

Übersichtsaufnahme

Glatter wirkende Randzone bildet Bruchausgangsbereiche.

FotoNr:0902A00720



Position 1

Bruchausgang

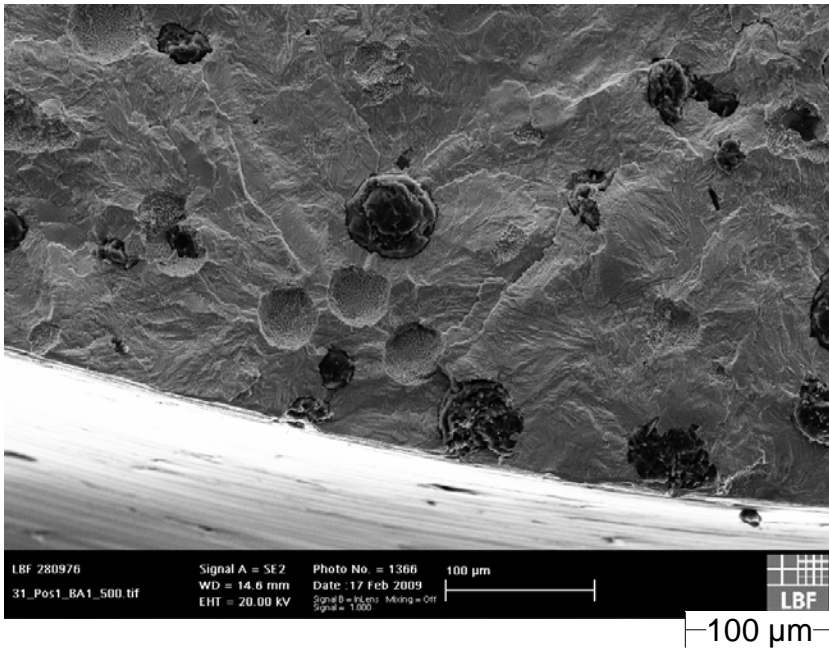
FotoNr: 0902A00721

Material: ADI
Proben-Nr.: 3_1_02
Belastung: 12.353 Schwingspiele

LBF 280976 LEA

M 2

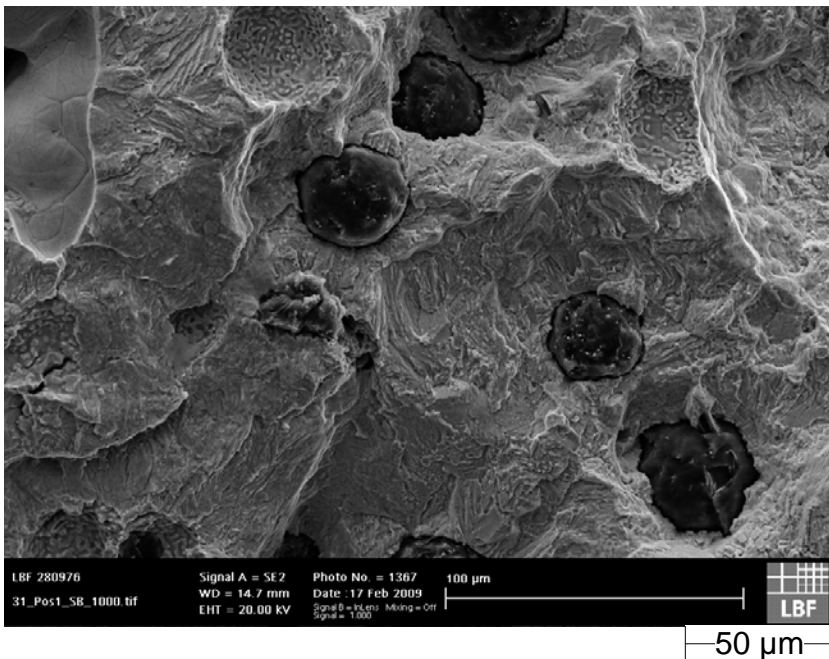
Probe 3_1_02: REM – Untersuchung



Detail aus Position 1

Bruchausgang um
Sphärolithen.

FotoNr:0902A00722



Position 1

Transkristalliner
Schwingbruch.

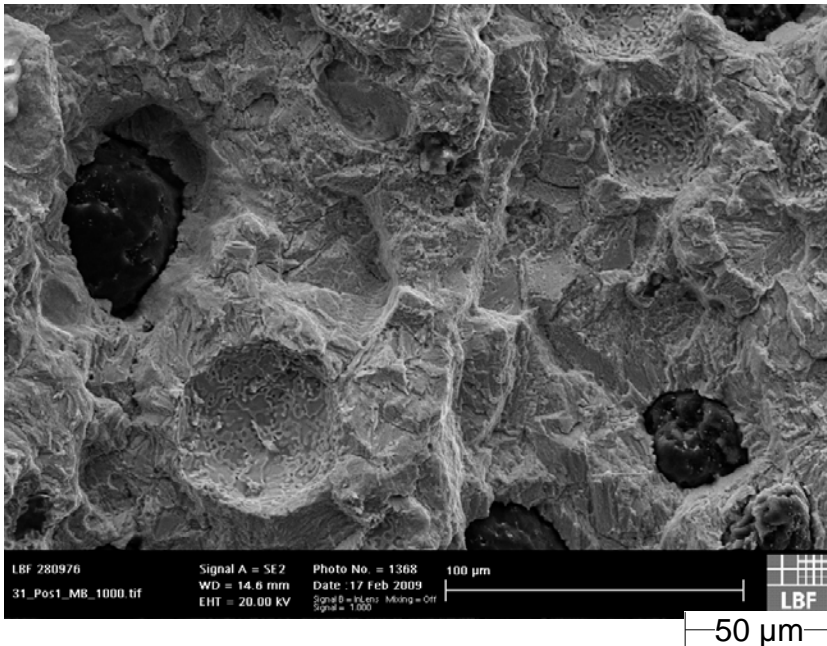
FotoNr: 0902A00723

Material: ADI
Proben-Nr.: 3_1_02
Belastung: 12.353 Schwingspiele

LBF 280976 LEA

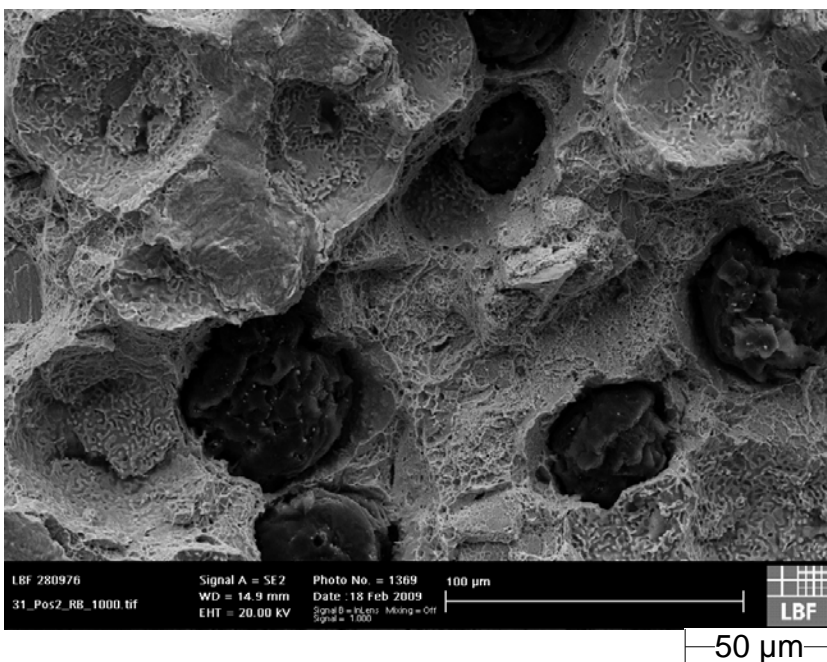
M 3

Probe 3_1_02: REM – Untersuchung



Beginnende interkristalline Schwingbruchmerkmale, interkristalline Spaltbrüche

FotoNr:0902A00724



Restbruch mit Waben

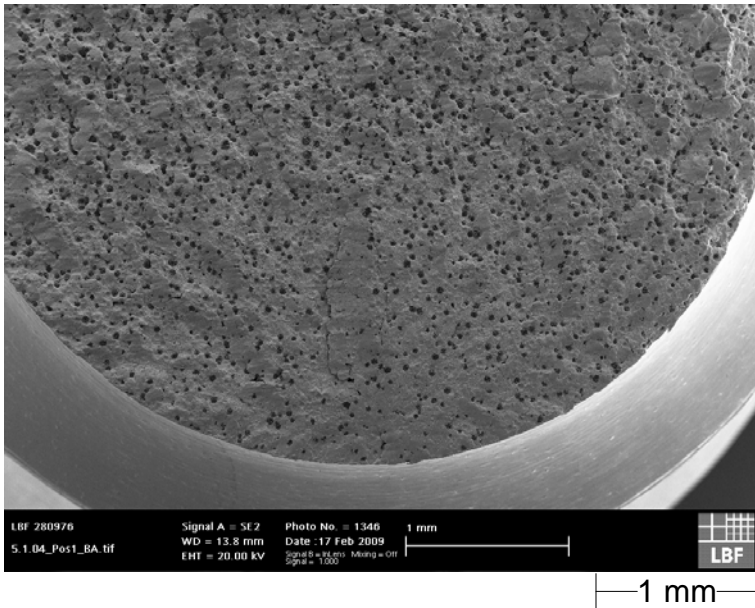
FotoNr: 0902A00740

Material: ADI
Proben-Nr.: 3_1_02_Wöhler-Versuch, gekerbte Probe
Belastung: R=-1, gekerbte Probe, konstante Amplitude, 1590+6000 SSp

LBF 280976 LEA

M 4

Probe 3_1_04: REM – Aufnahmen

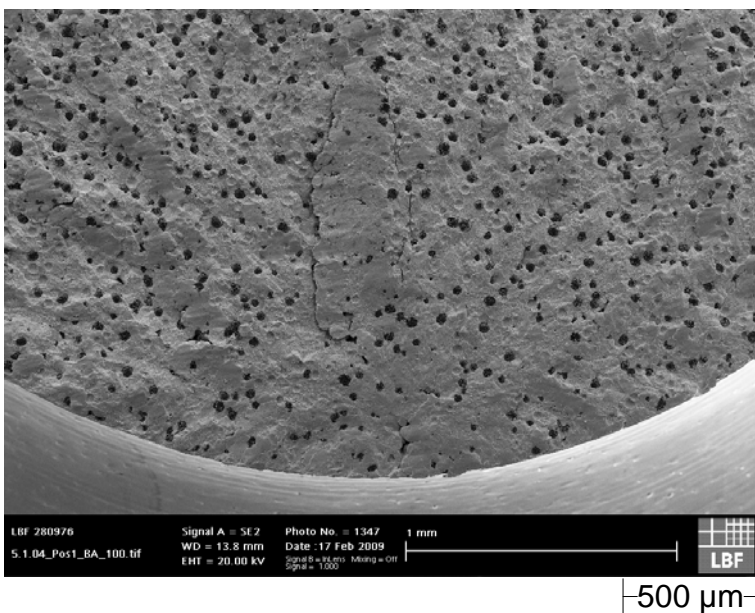


Position 1

Übersichtsaufnahme

Bruchausgang an einem Lunker am Probenrand.

FotoNr:0902A00627



Position 1

Bruchausgang befindet sich im Bereich eines Mikrolunkers am Rand. Vermutlich setzt sich der Lunker weit in das Material hin fort. Hierauf deutet die aufgerissene und zerriebene Bruchflächenzone hin.

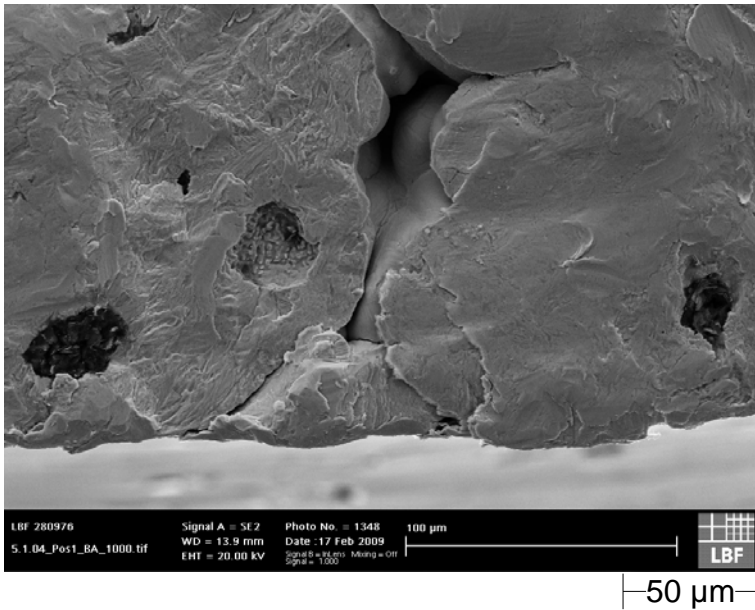
FotoNr: 0902A00628

Material: ADI
Proben-Nr.: 3_1_04
Belastung: 161.180 Schwingspiele

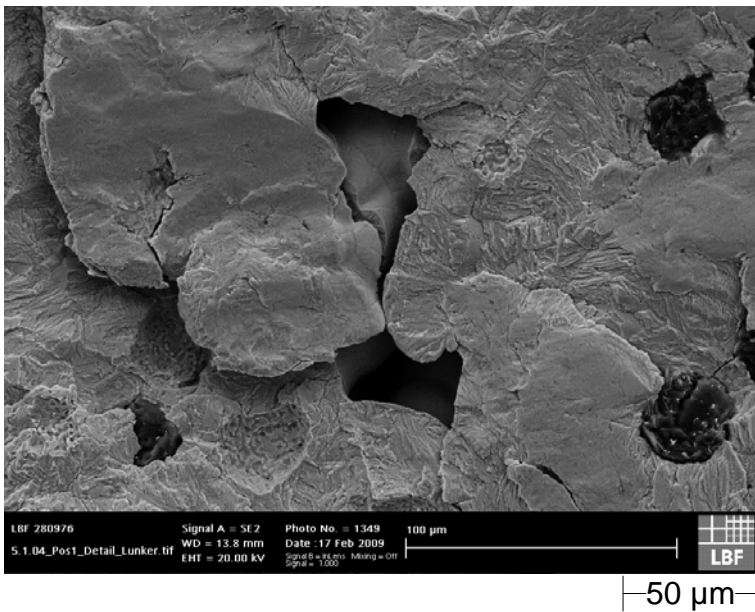
LBF 280976 LEA

M 5

Probe 3_1_04: REM – Aufnahmen



FotoNr:0902A00629



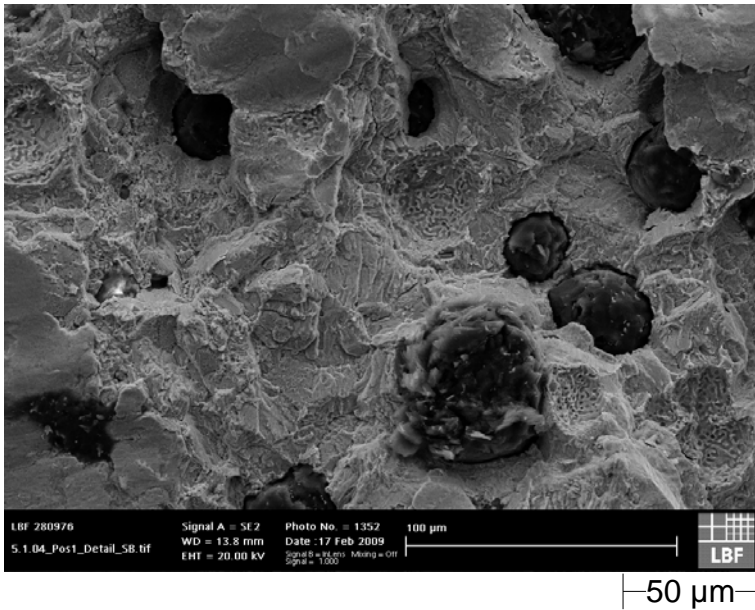
FotoNr: 0902A00681

Material: ADI
Proben-Nr.: 3_1_04
Belastung: 161.180 Schwingspiele

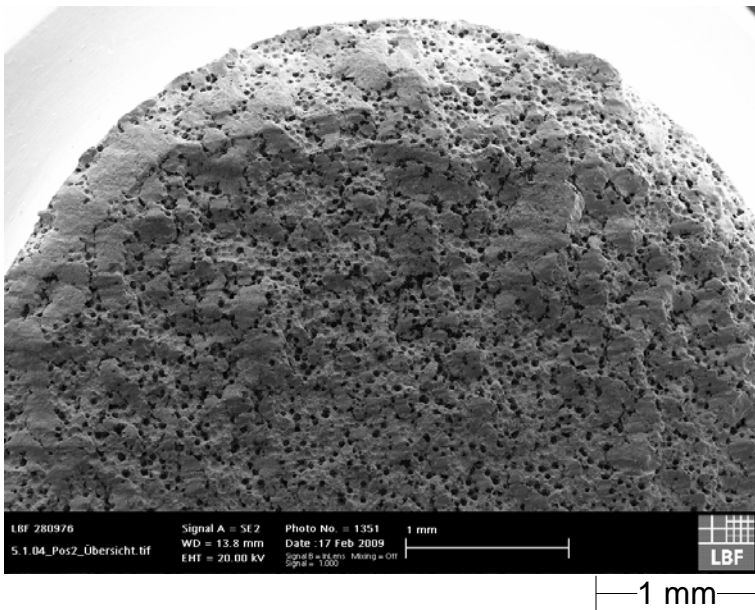
LBF 280976 LEA

M 6

Probe 3_1_04: REM – Aufnahmen



FotoNr:0902A00692



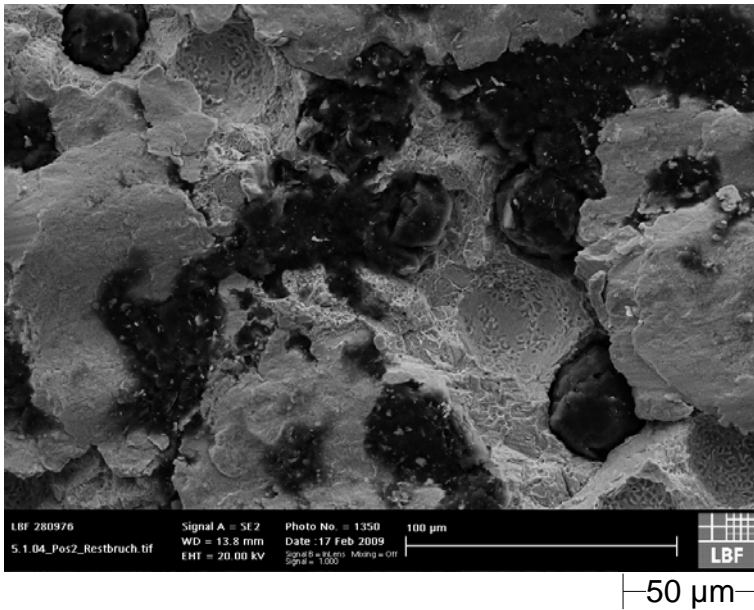
FotoNr: 0902A00683

Material: ADI
Proben-Nr.: 3_1_04
Belastung: 161.180 Schwingspiele

LBF 280976 LEA

M 7

Probe 3_1_04: REM – Aufnahmen



Position 2

Restbruchzone

Duktile Restbruchbereich mit Waben sind im Bild zu erkennen.

Grafitentartung neben normal ausgebildeten Grafitkugeln.

Ein großer Teil der Bruchfläche ist stark zerrieben und lässt keine Bruchstrukturen mehr erkennen.

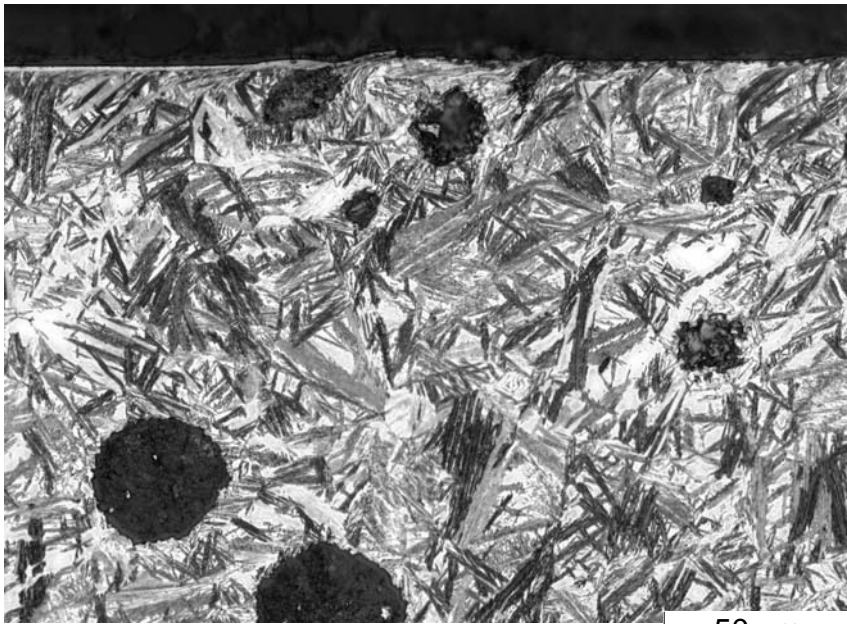
FotoNr:0902A00682

Material: ADI
Proben-Nr.: 3_1_04
Belastung: 161.180 Schwingspiele

LBF 280976 LEA

M 8

Probe 2-1-105: Gefügebildungen



FotoNr:0803A00207

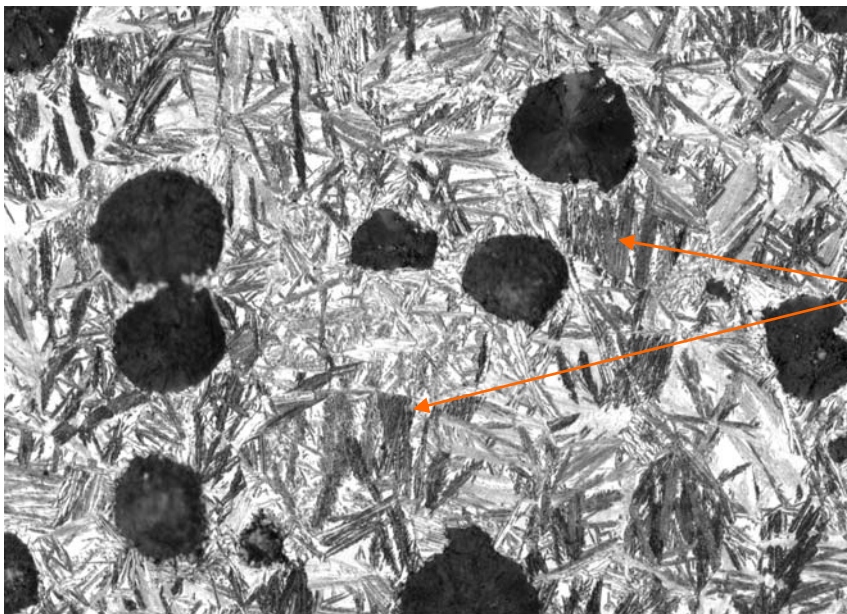
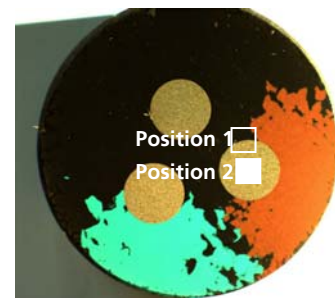
Position 1

Randverformung, Ausferrit
Stellenweise Bainitnadeln
Bestimmung Mikrostruktur nach
DIN EN ISO 945:

Phasenanteil Graphit: 10,2 %
Richtzahl: 4
Nodularitätskennzahl: 86,2 %

Gefüge:

Ausferrit, kleine Anteile von
nadeligem Bainit.



FotoNr: 0803A00206

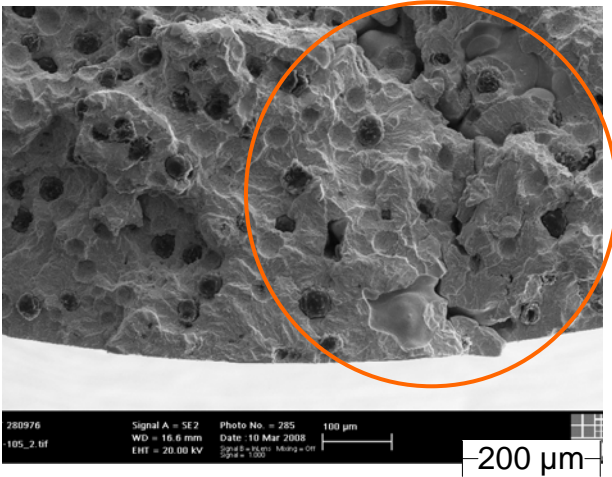
Position 2

Ausferrit
nadeliger Bainit

383HBW2,5/187,5
nach DIN EN ISO 6506-1

Material: ADI, keine genauere Angabe möglich
Proben-Nr.: 2-1-105
Belastung: (0,50%), 6.430 Schwingspiele

Probe 2-1-105: REM - Aufnahmen

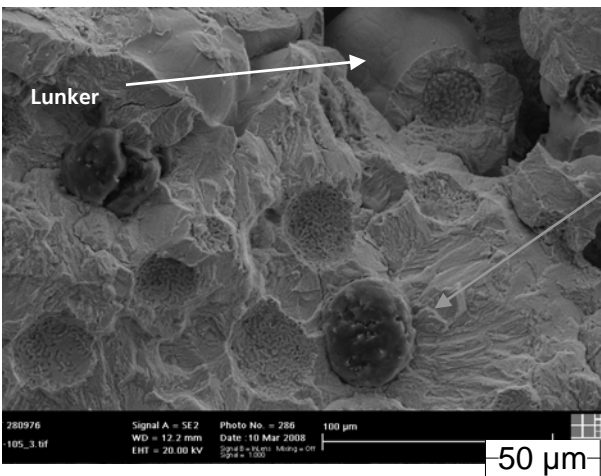


PhotoNo:0803A00294

Werkstoff: ADI
Proben-Nr.: 2-1-105

Positon 1

Großer Lunker im Bereich des primären Bruchausgangs



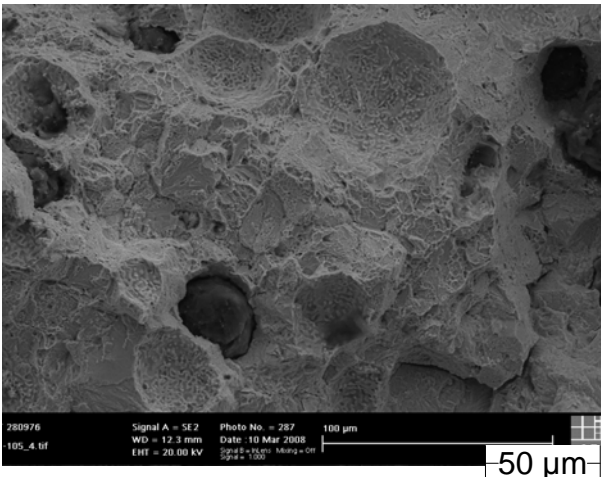
PhotoNo:0803A00295

Positon 2

Transkristalliner Schwingbruch



0803A00293



PhotoNo:0803A00296

Positon 3

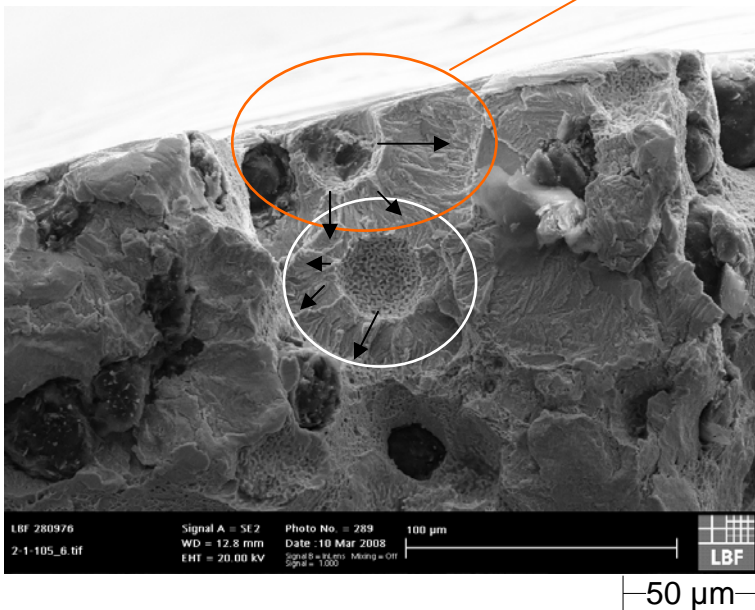
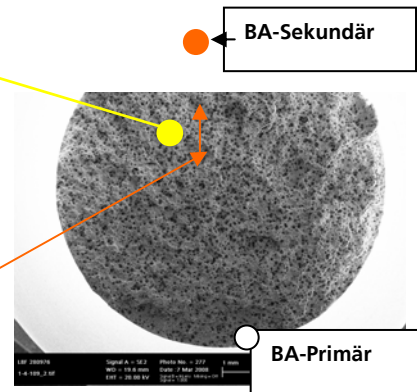
Restbruch mit flachen Waben und Spaltbrüchen.

Probe 2-1-105: REM - Aufnahmen



FotoNr:0803A00297

Restbruch mit Waben und Spaltbruchanteilen.



FotoNr: 0803A00298

Nicht abgebildete Bruchflächenzone im Randbereich gegenüber des primären Bruchausgangs.

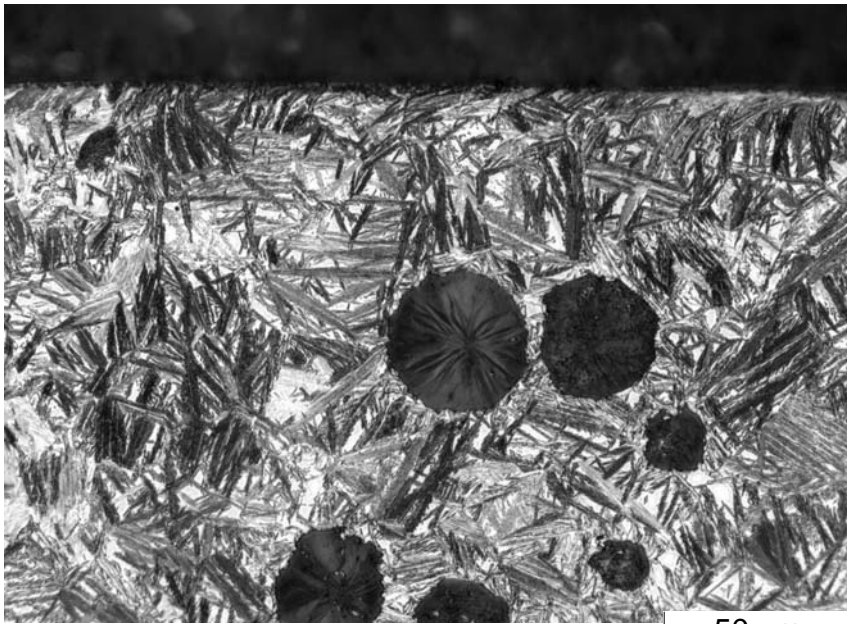
Kleine Bruchausgänge, Pfeile zeigen Wachstumsrichtung, im Bereich zweier Sphärolithen am Rand.

Material: ADI, keine genauere Angabe möglich
 Proben-Nr.: 2-1-105
 Belastung: (0,50%), 6.430 Schwingspiele

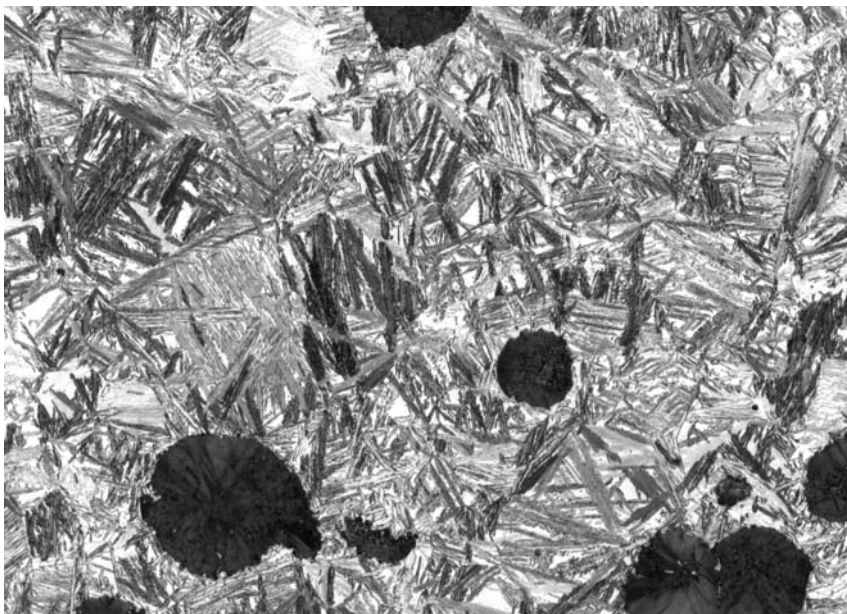
LBF 280976 LEA

M 11

Probe 2-4-106: Gefügebildungen



FotoNr:0803A00201



FotoNr: 0803A00200

Material: ADI, keine genauere Angabe möglich
Proben-Nr.: 2-4-106
Belastung: 15.585 Schwingspiele

Position 1

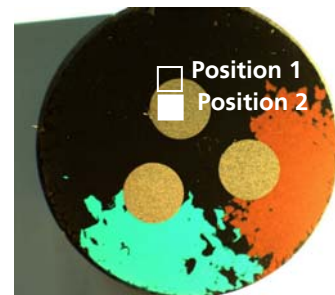
Verformung am Rand,
Ausferrit, vergütet?, nadeliger
Bainit, stellenweise

Bestimmung Mikrostruktur nach
DIN EN ISO 945:

Phasenanteil Graphit: 10,5 %
Richtzahl: 5
Nodularitätskennzahl: 92,8 %

Gefüge:

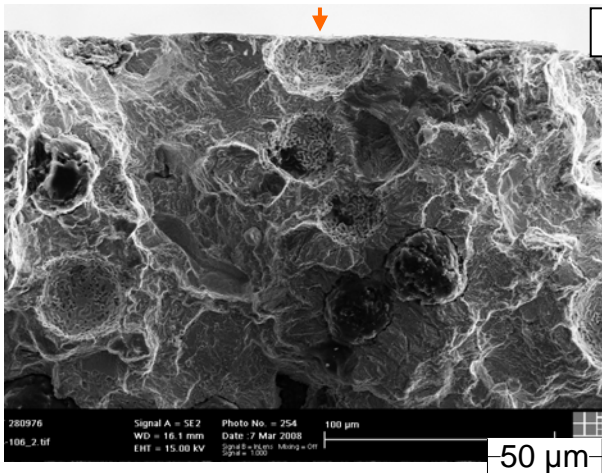
Kein reiner Ausferrit, Anteile von
nadeligem Bainit.



Position 2

373HBW2,5/187,5
nach DIN EN ISO 6506-1

Probe 2-4-106: REM – Aufnahmen

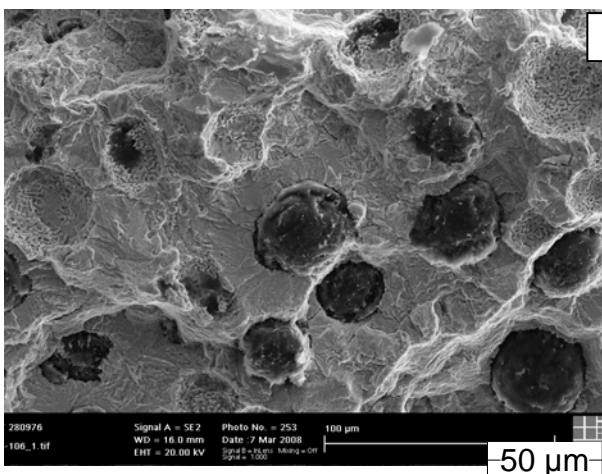


Position 1 Werkstoff: ADI
Proben-Nr.: 2-4-106

Detail

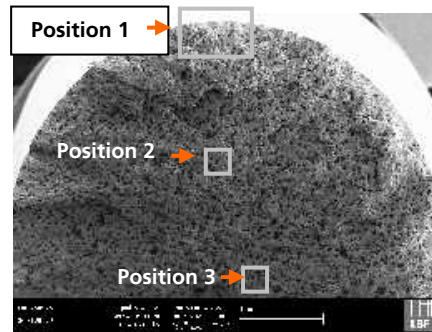
Bruchausgang im Bereich eines Sphärolithen im Randbereich.

PhotoNo:0803A00246

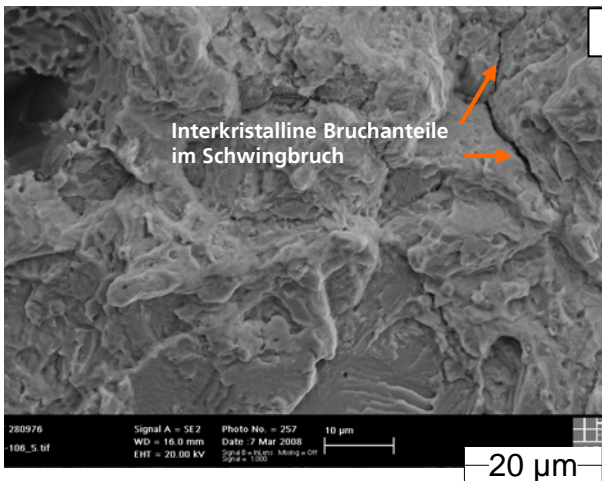


Position 2 Detail aus dem transkristallinen Schwingbruch

PhotoNo:0803A00245



0803A00247

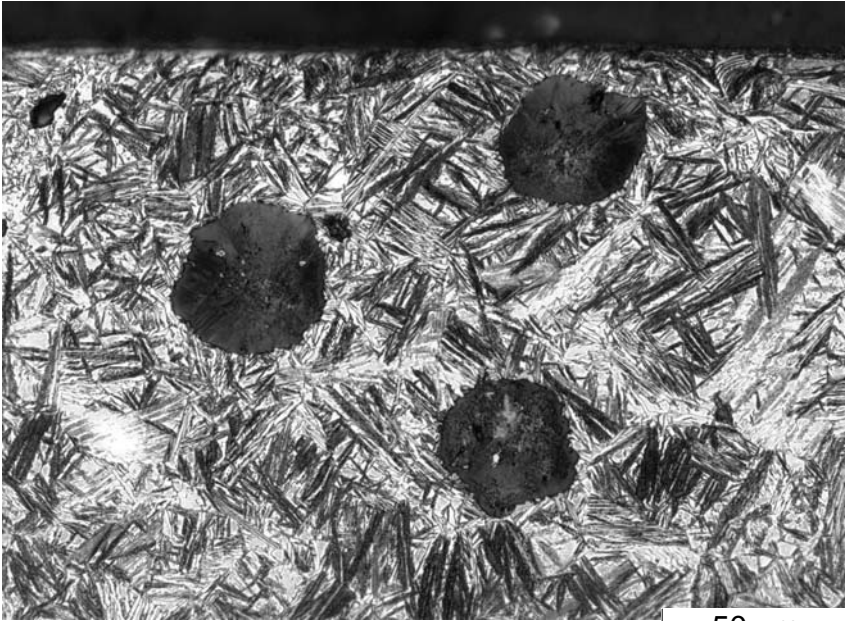


Position 3 Detail aus der Schwingbruchfläche

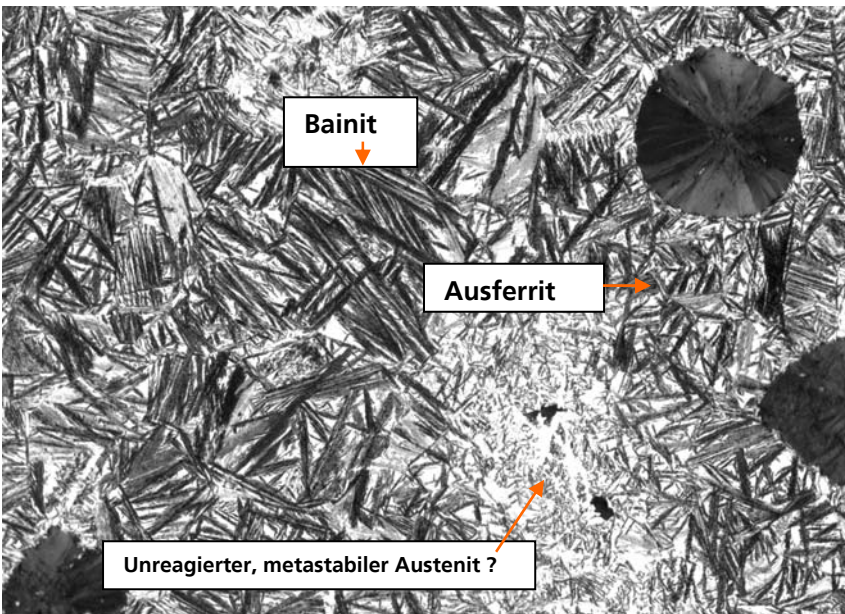
Stellenweise sind interkristalline Bereiche mit klaffenden Korngrenzen zu finden. Hierbei handelt es sich vermutlich um Gefügezonnen, die Ausscheidungen von Karbiden auf Korngrenzen und in der Matrix aufweisen. Korngrenzenausscheidungen schwächen die Korngrenzen.

PhotoNo:0803A00249

Probe 2-4-203: Gefügebildungen



FotoNr:0803A00198



FotoNr: 0803A00197

Material: ADI, keine genauere Angabe möglich
Proben-Nr.: 2-4-203
Belastung: (0,60%), 4.151 Schwingspiele

Position 1

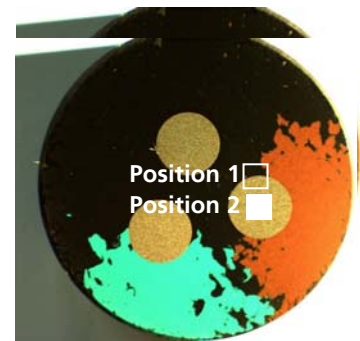
Leichte Verformung am Rand, Ausferrit, nadeliger Bainit

Bestimmung Mikrostruktur nach DIN EN ISO 945:

Phasenanteil Graphit: 10,2 %
Richtzahl: 4
Nodularitätskennzahl: 86,2 %

Gefüge:

Kein reiner Ausferrit, Anteile von nadeligem Bainit, unreaktierter metastabiler Austenit.

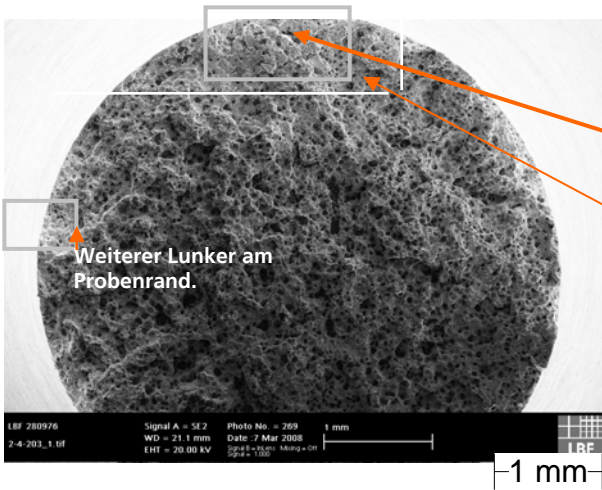


Position 2

Nadeliger Bainit, Ausferrit, Vermutlich unreaktierter, metastabiler Austenit

373HBW2,5/187,5
nach DIN EN ISO 6506-1

Probe 2-4-203: REM – Aufnahmen



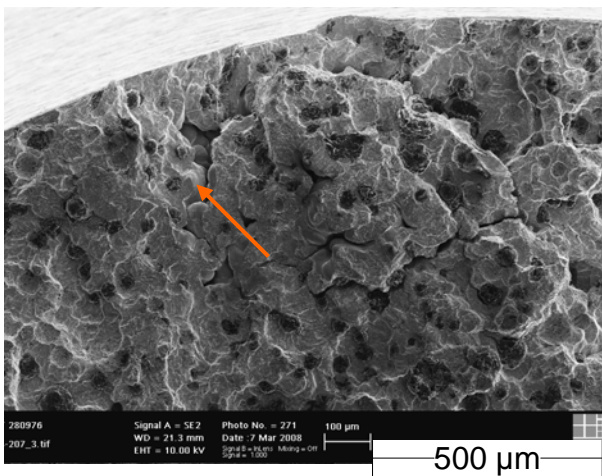
PhotoNo: 0803A00269

Werkstoff: ADI
Proben-Nr.: 2-4-203

Übersichtsaufnahme der Bruchfläche
Primärer Bruchausgang im Bereich eines großen Randlunkers.

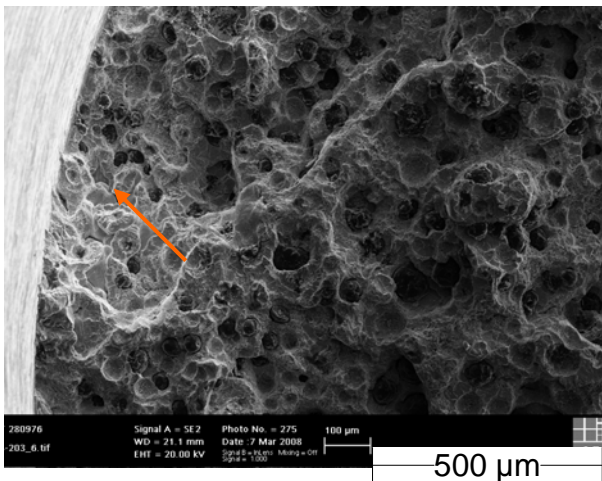
Transkristalline Schwingbruchfläche

Übrige Bruchfläche weist duktilen Wabenbruch auf.



PhotoNo:0803A00272

Detailaufnahme
Randlunker im primären Bruchausgang.

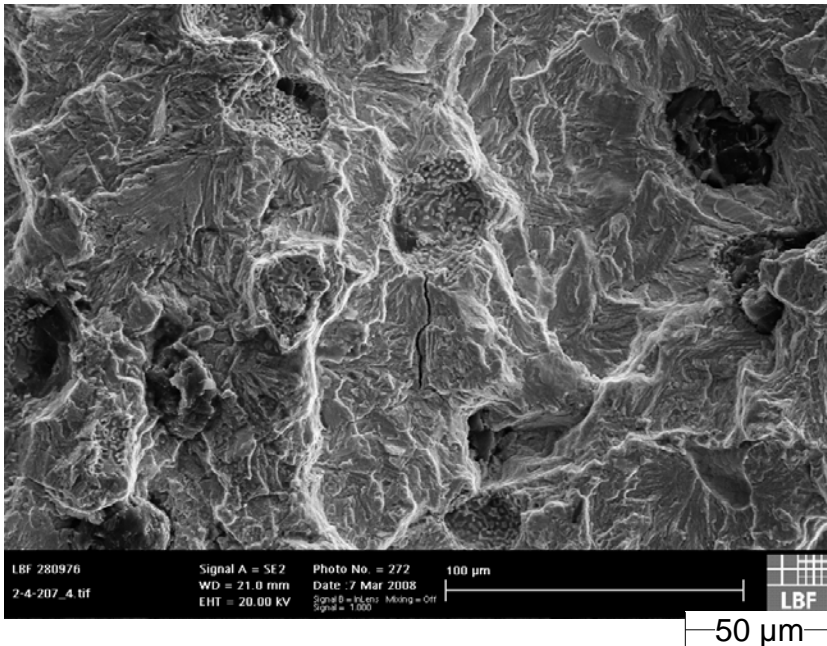


PhotoNo: 0803A00276

Lunker am Probenrand

In diesem Bereich liegt duktiler Wabenbruch vor.

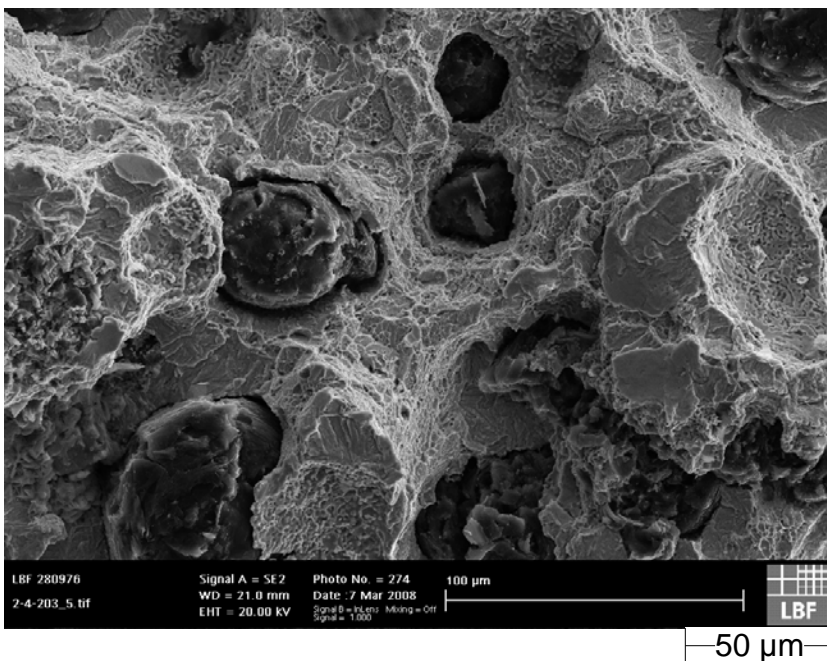
Probe 2-4-203: REM – Aufnahmen



Transkristalliner Schwingbruch

Die Schwingbruchfläche ist sehr klein und befindet sich nur in unmittelbarer Umgebung des primären Bruchausgangs.

FotoNr:0803A00273



Fast die gesamte Bruchfläche weist duktilen Wabenbruch auf. Lediglich im Bereich des primären Bruchausgangs um den Randlunker und in der nächsten Umgebung liegt transkristalliner Schwingbruch vor.

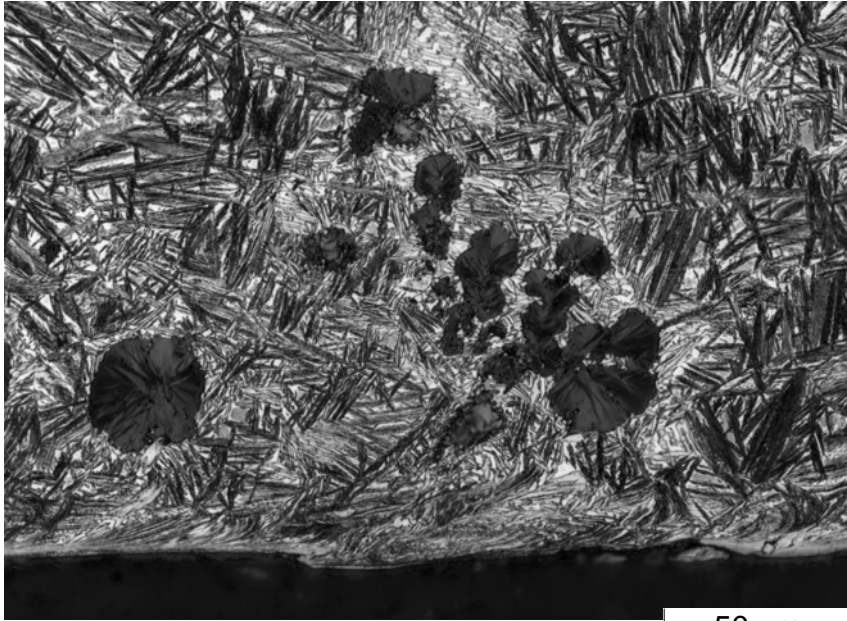
FotoNr: 0803A00275

Material: ADI, keine genauere Angabe möglich
Proben-Nr.: 2-4-203
Belastung: (0,60%), 4.151 Schwingspiele

LBF 280976 LEA

M 16

Probe 2-4-207: Gefügebildungen



FotoNr:0803A00181

50 µm

Position 1

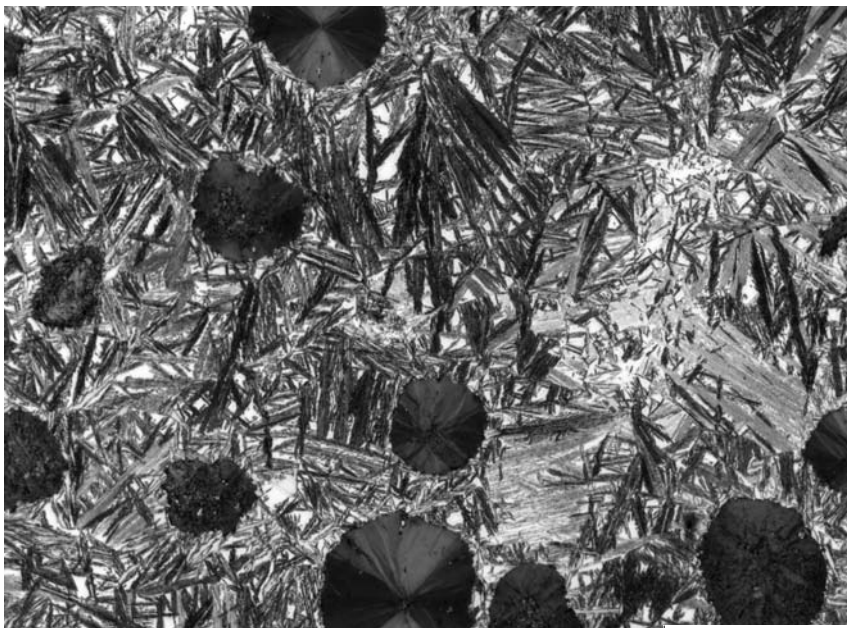
Verformung am Rand,
Ausferrit, nadeliger Bainit

Bestimmung Mikrostruktur nach
DIN EN ISO 945:

Phasenanteil Graphit: 9,8 %
Richtzahl: 5
Nodularitätskennzahl: 90,4 %

Gefüge:

Kein reiner Ausferrit, Anteile von
nadeligem Bainit.



FotoNr: 0803A00182

50 µm

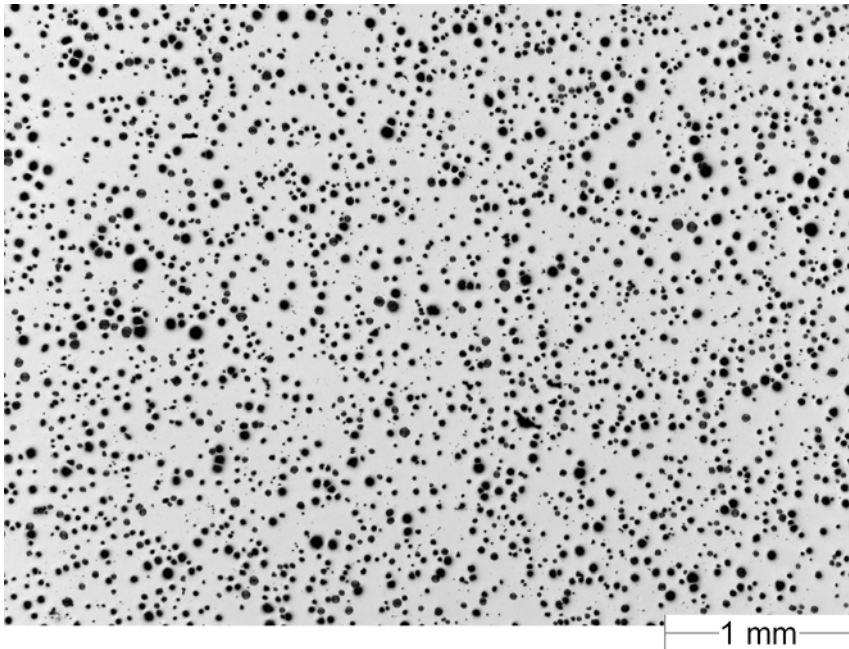
Position 2

Gefüge etwas größer als im
Randbereich.

386HBW2,5/187,5
nach Din EN ISO 6506-1

Material: ADI, keine genauere Angabe möglich
Proben-Nr.: 2-4-207
Belastung: (0,50%), 7.820 Schwingspiele

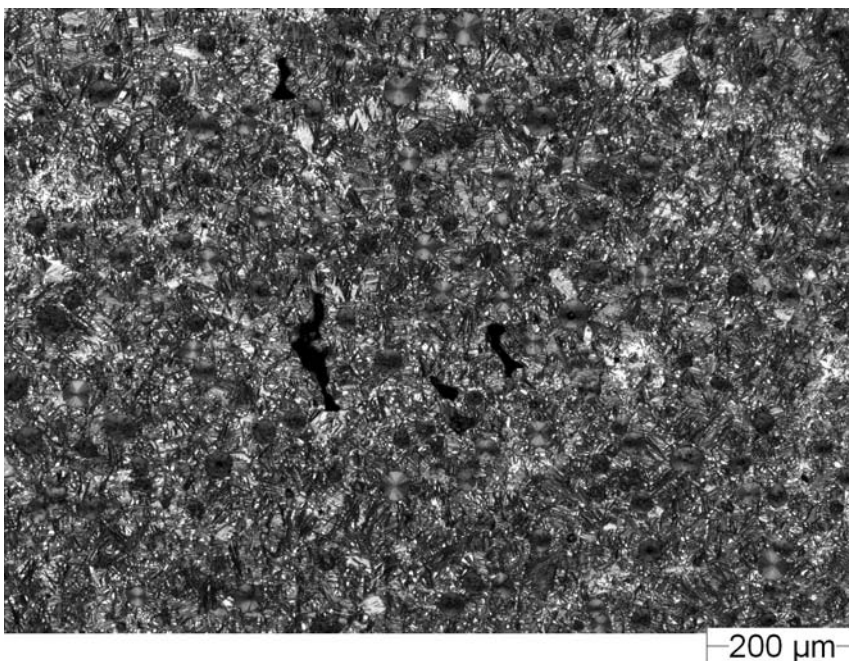
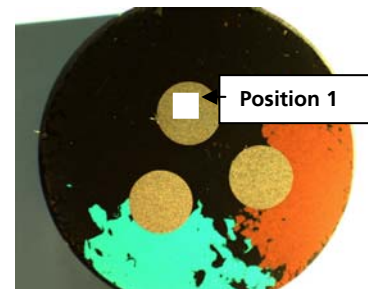
Probe 2-4-207: Gefügaufnahmen



FotoNr:0803A00173

Position 1, Probenmitte

Übersichtsaufnahme



FotoNr: 0803A00183

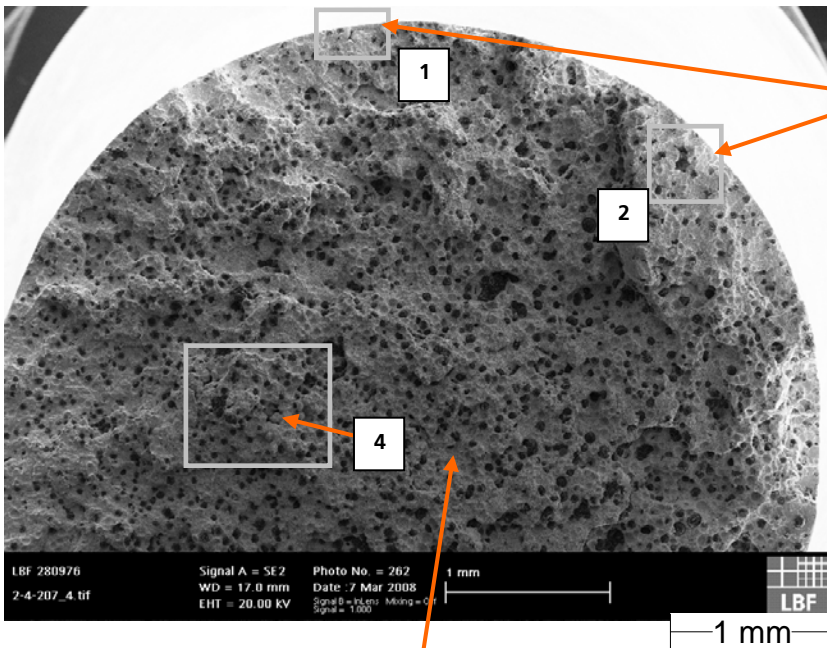
Mikrolunker sind im Gefüge vorhanden.

Material: ADI, keine genauere Angabe möglich
Proben-Nr.: 2-4-207
Belastung: (0,50%), 7.820 Schwingspiele

LBF 280976 LEA

M 18

Probe 2-4-207: REM – Aufnahmen

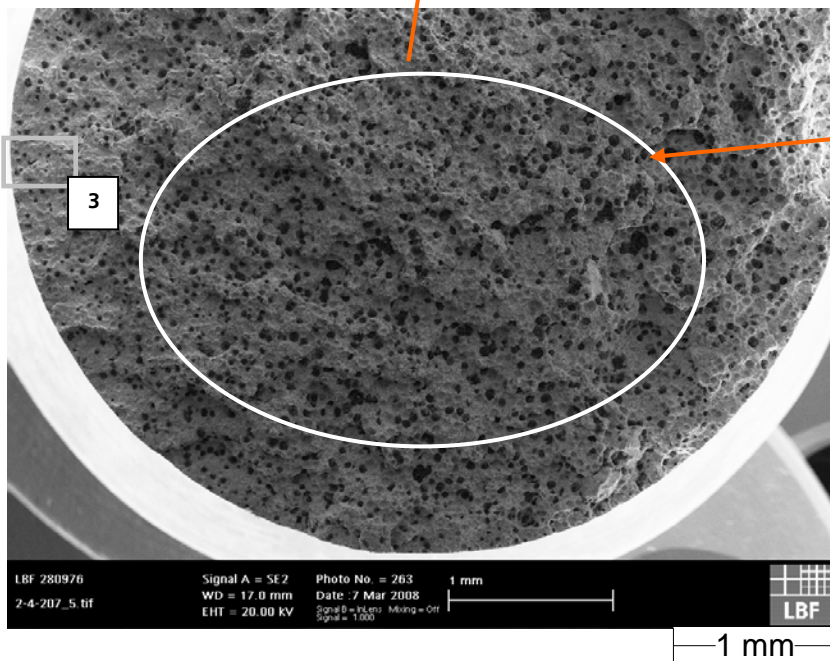


Übersichtsaufnahme der Bruchfläche
Lunker im Randbereich der Bruchfläche
Position 1 und 2

Transkristalliner Schwingbruch ist in den helleren Bereichen der Bruchfläche zu finden.

Duktiler Wabenbruch liegt in den dunkleren Bereichen vor. Er nimmt eine recht große Fläche ein.

FotoNr:0803A00255



Übersichtsaufnahme der Bruchfläche

Duktiler Wabenbruch.

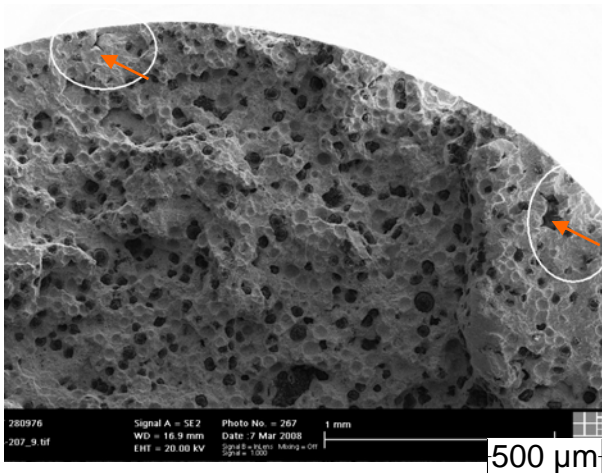
FotoNr: 0803A00256

Material: ADI
Proben-Nr.: 2-4-207
Belastung: (0,5%), 7.830 SSp

LBF 280976 LEA

M 19

Probe 2-4-207: REM – Aufnahmen

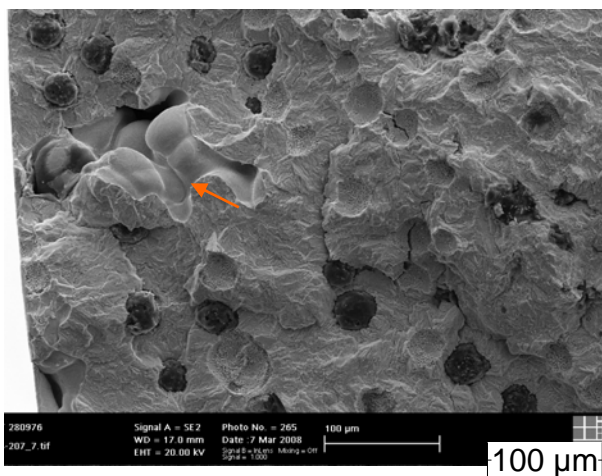


PhotoNo: 0803A00263

Werkstoff: ADI
Proben-Nr.: 2-4-207

Position 1 und 2

Lunker am Probenrand

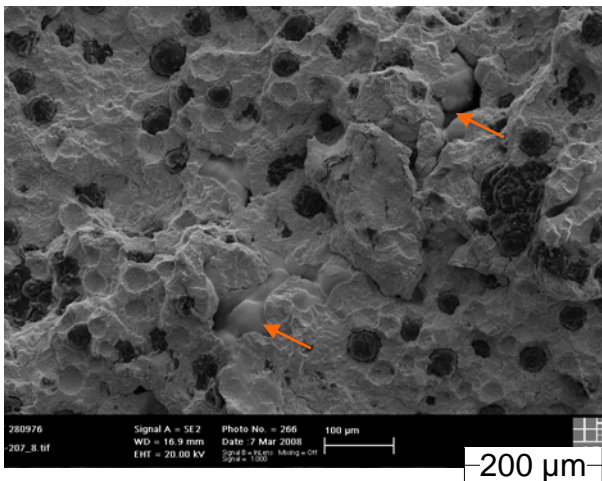


PhotoNo:0803A00258

Position 3

Lunker im Randbereich

Transkristalliner Schwingbruch

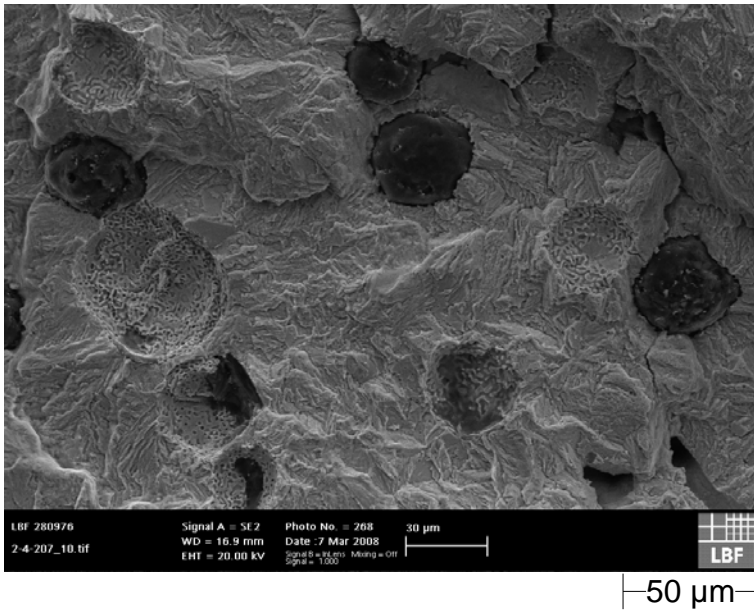


PhotoNo: 0803A00259

Position 4

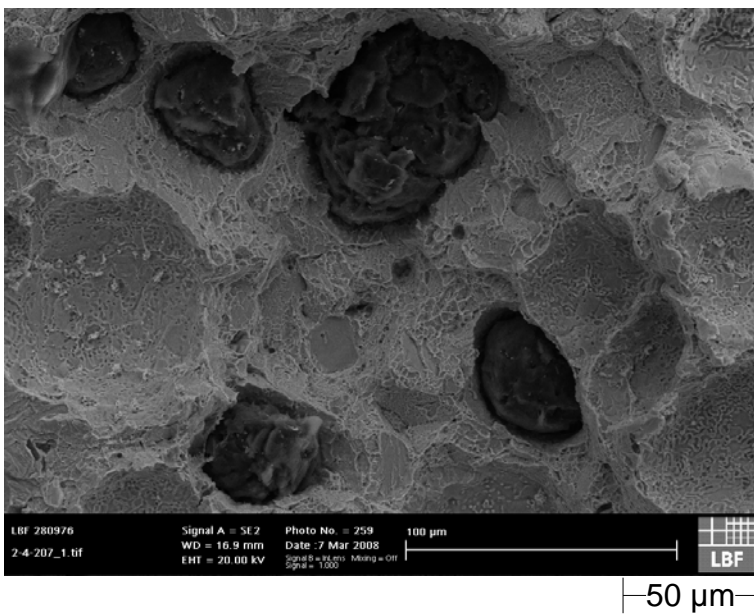
Lunker im duktilen Wabenbruch

Probe 2-4-207: REM – Aufnahmen



Transkristalliner Schwingbruch mit eingelagerten Sphärolithen.

FotoNr:0803A00261



Transkristalliner, duktiler Wabenbruch mit eingelagerten Sphärolithen.

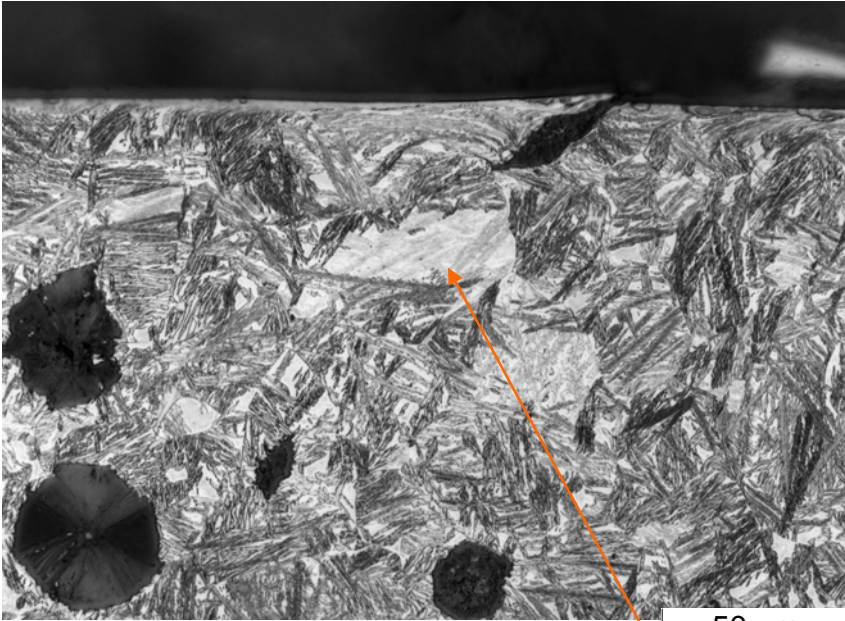
FotoNr: 0803A00252

Material: ADI
Proben-Nr.: 2-4-207
Belastung: (0,50%), 7.830 Schwingspiele

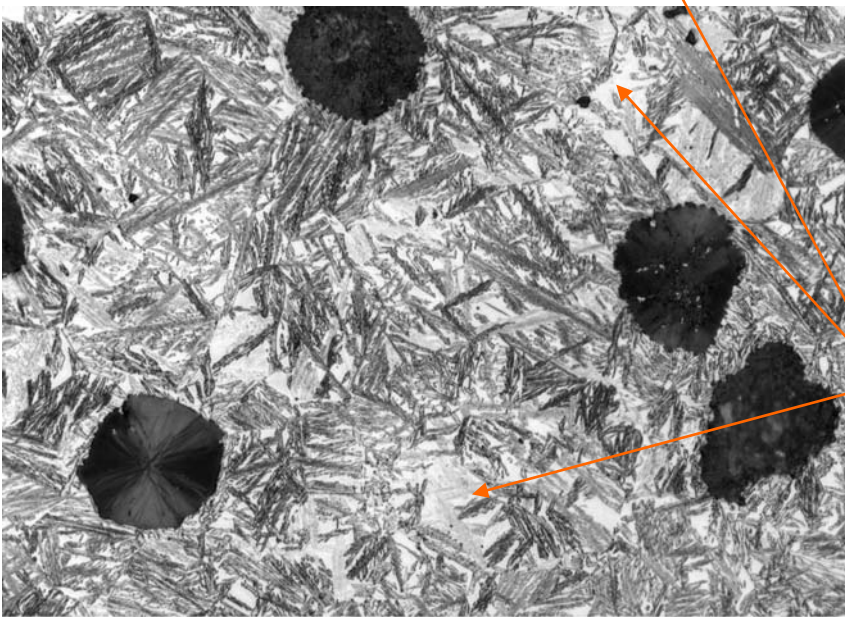
LBF 280976 LEA

M 21

Probe 1-4-104: Gefügebildungen



FotoNr:0803A00204



FotoNr: 0803A00203

Position 1

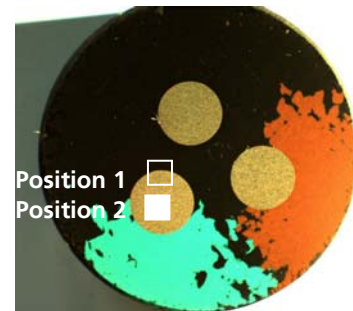
Verformung am Rand,
Ausferrit, nadeliger Bainit

Bestimmung Mikrostruktur nach
DIN EN ISO 945:

Phasenanteil Graphit: 9,9 %
Richtzahl: 5
Nodularitätskennzahl: 89,3 %

Gefüge:

Das Gefüge kommt einem
Vergütungsgefüge nahe.



Position 2

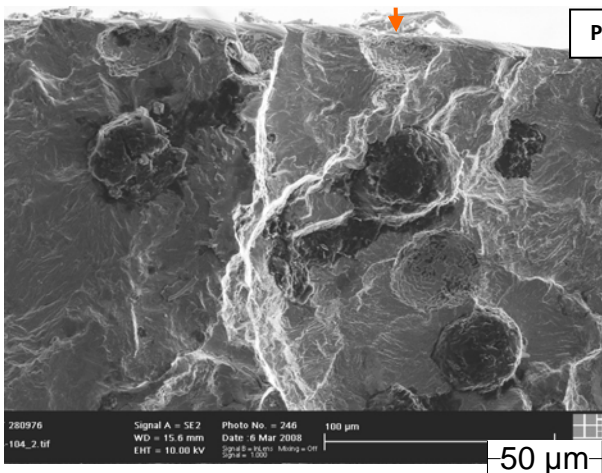
Könnte sich um vergüteten
Ausferrit und nadeligen Bainit
handeln, wobei der Bainitanteil
hoch ist.

Angelassener Martensit ?

340HBW2,5/187,5
nach DIN EN ISO 6506-1

Material: ADI, keine genauere Angabe möglich
Proben-Nr.: 1-4-104
Belastung: (0,50%) 2.550 SSp

Probe 1-4-104: REM – Aufnahmen



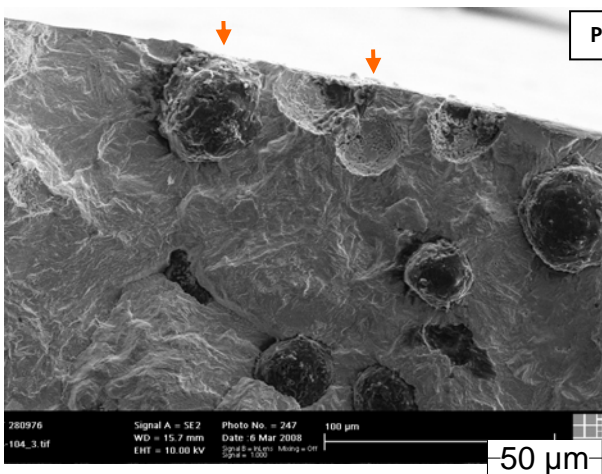
Position 1

Werkstoff: ADI
 Proben-Nr.: 1-4-104

Detail

Bruchausgang im Bereich eines Sphärolithen im Randbereich.
 Sphärolith ist herausgebrochen.

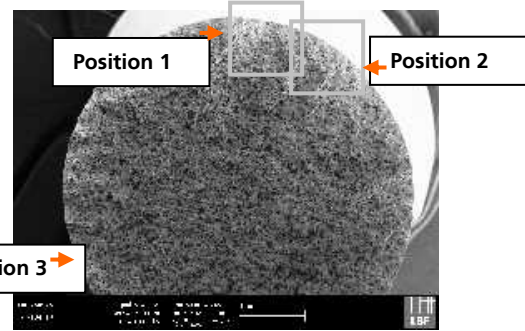
PhotoNo:0803A00240



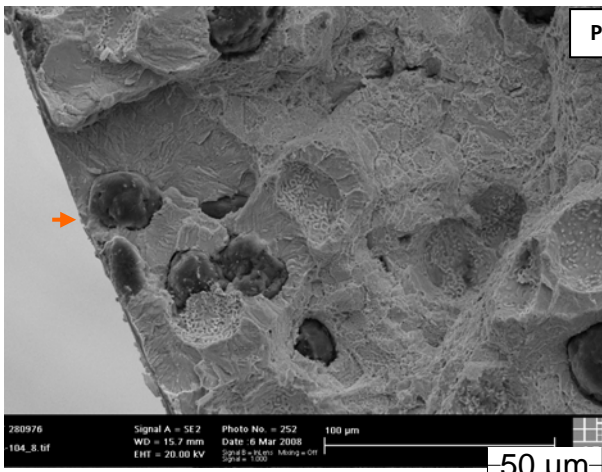
Position 2

Detail
 Weitere Bruchausgänge am Probenrand.
 Ausgangspunkt sind immer Sphärolithe.

PhotoNo:0803A00236



0803A00228



Position 3

Detail aus einem Randbereich der Bruchfläche

Im Bereich von Randsphärolithen sind Schwingbruchmerkmale zu erkennen. Es schließt sich interkristalliner Wabenbruch an.

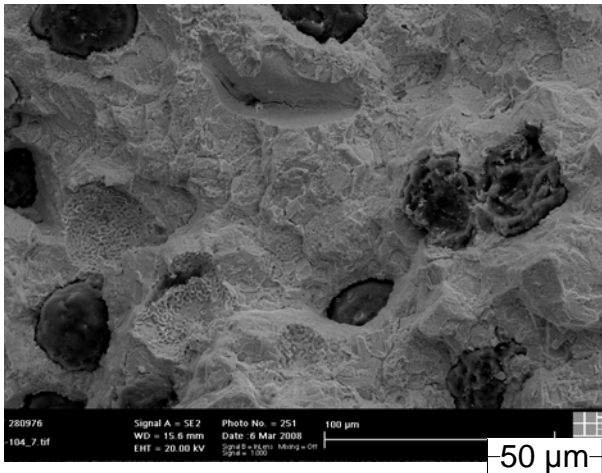
PhotoNo:0803A00239

Probe 1-4-104: REM – Aufnahmen

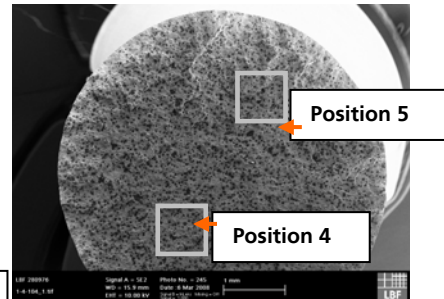
Werkstoff: ADI
 Proben-Nr.: 1-4-104

Aufnahme im Restbruchbereich

Interkristalline Wabenbrüche.



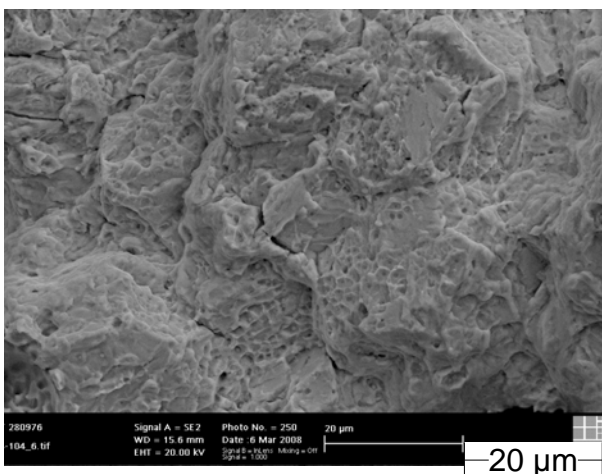
PhotoNo:0803A00238



Position 4

Detail aus einer Restbruchzone

Es liegt ein interkristalliner Wabenbruch vor. Die Korngrenzen sind vermutlich mit Karbiden belegt. Dies bedeutet, dass die Korngrenzen durch Ausscheidungen versprödet sind. Innerhalb der Körner ist das Material duktil. Es haben sich Waben im Bereich der auch dort in der Matrix eingebetteten Ausscheidungen gebildet.

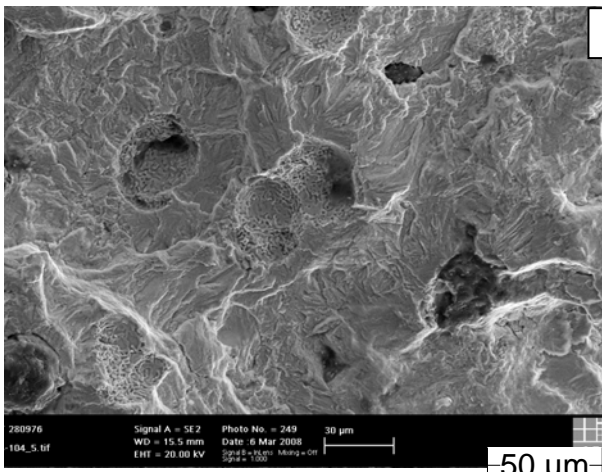


PhotoNo:0803A00237

Position 5

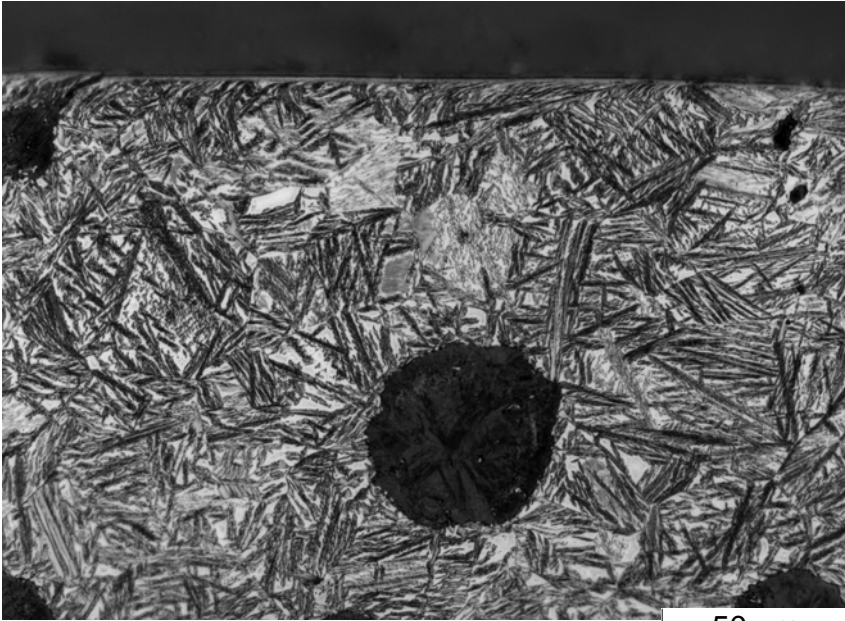
Detail aus dem Schwingbruchbereich

Transkristalliner Schwingbruch

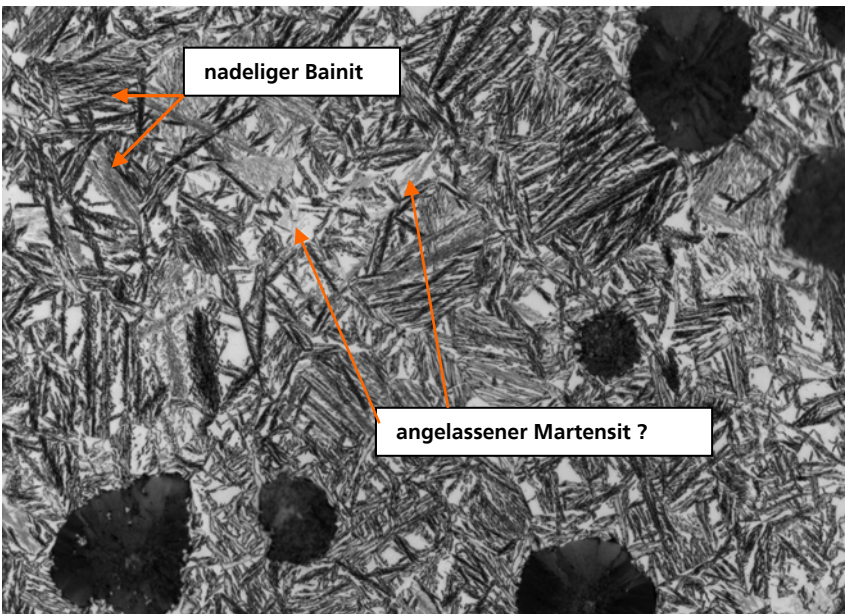


PhotoNo:0803A00242

Probe 1-4-109: Gefügebildungen



FotoNr:0803A00195



FotoNr: 0803A00193

Material: ADI, keine genauere Angabe möglich
Proben-Nr.: 1-4-109
Belastung: (0,45%), 2.215 Schwingspiele

Position 1

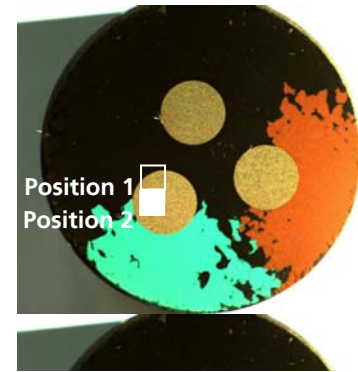
Verformung am Rand,
Ausferrit, nadeliger Bainit

Bestimmung Mikrostruktur nach
DIN EN ISO 945:

Phasenanteil Graphit: 10,1 %
Richtzahl: 4
Nodularitätsskennzahl: 88,7 %

Gefüge:

kein reiner Ausferrit, Anteile von
nadeligem Bainit, angelassener
Martensit?

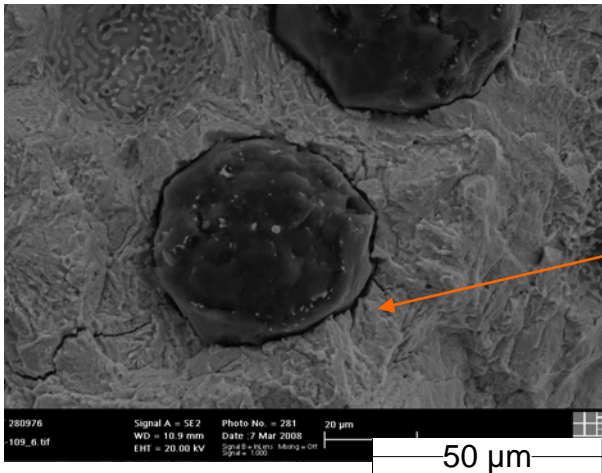


Position 2

Wie oben

332HBW2,5/187,5
nach DIN EN ISO 6506-1

Probe 1-4-109: REM - Aufnahmen

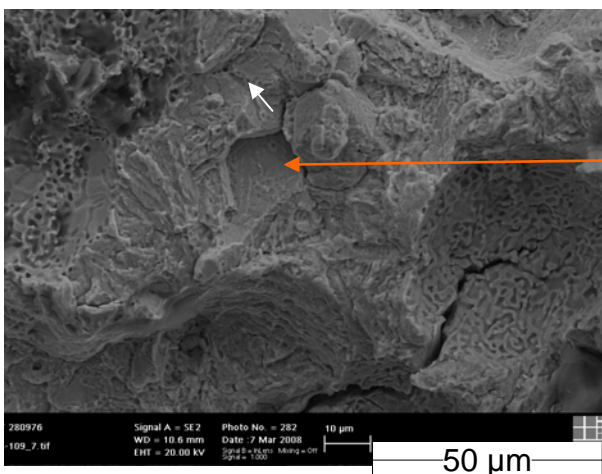


PhotoNo:0803A00287

Werkstoff: ADI
Proben-Nr.: 1-4-109

Position 3

Details
Kleine Schwingbruchbereiche im Umfang der Sphärolithe.

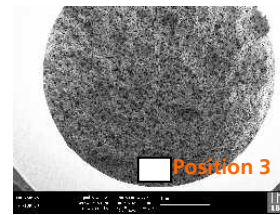


PhotoNo:0803A00288

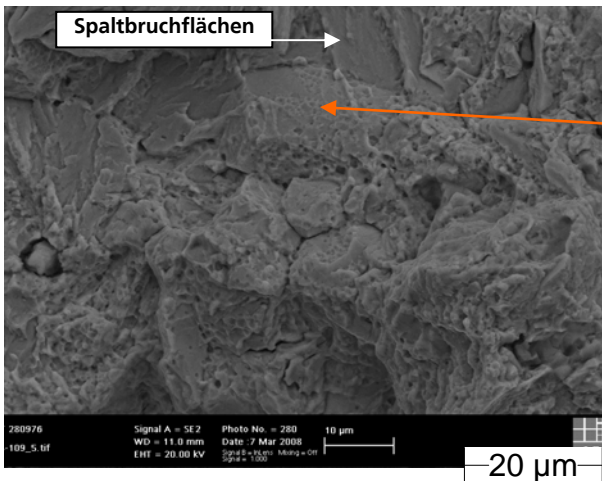
Details

Heterogenes Restbruchgefüge

Interkristalline Spalt- und Wabenbrüche sind in diesem Detail zu sehen.



0803A00282

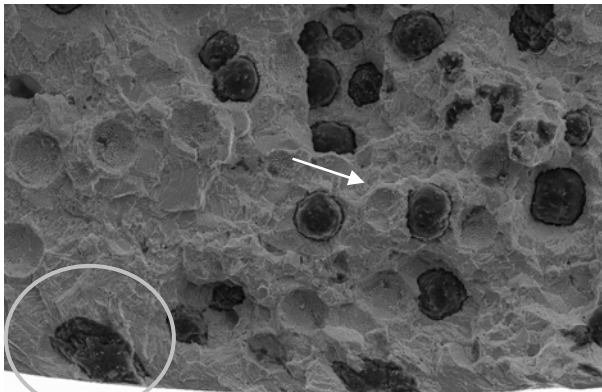


PhotoNo:0803A00286

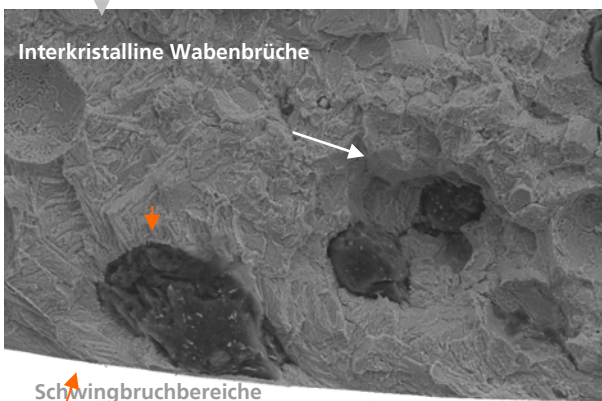
Detail

Interkristalline Wabenbrüche weisen auf Versprödung der Korngrenzen hin.

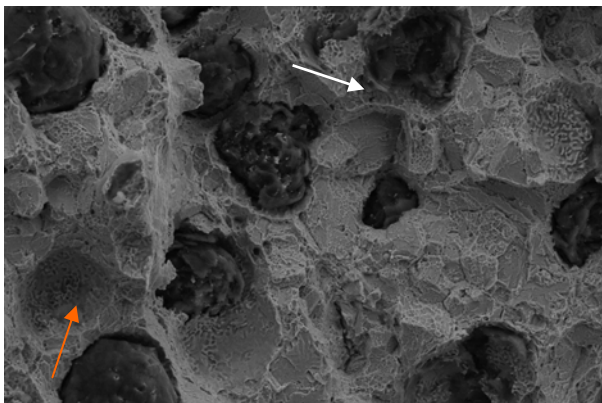
Probe 1-4-109: REM - Aufnahmen



PhotoNo:0803A00283



PhotoNo:0803A00285



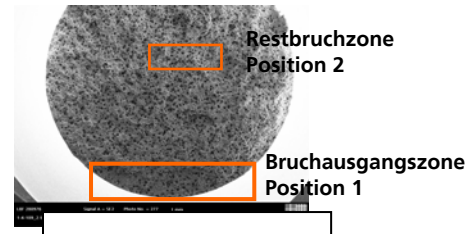
PhotoNo:0803A00289

Werkstoff: ADI
Proben-Nr.: 1-4-109

Position 1

Bruchausgangszone

Der Schwingbruchanteil ist sehr gering.
0803A00282



Position 1

Detail

Transkristalliner Schwingbruch im Bereich des leicht verformten Sphärolithen am Probenrand. Es folgt eine Bruchstruktur, die aus interkristallinen Wabenbrüchen und Spaltbruchflächen besteht.

Transkristalline Schwingbruchanteile sind stellenweise im Umfang der Sphärolithe zu finden. Diese Zonen sind aber nur klein. Es handelt sich dabei nur um kleine Schwingbruchansätze.

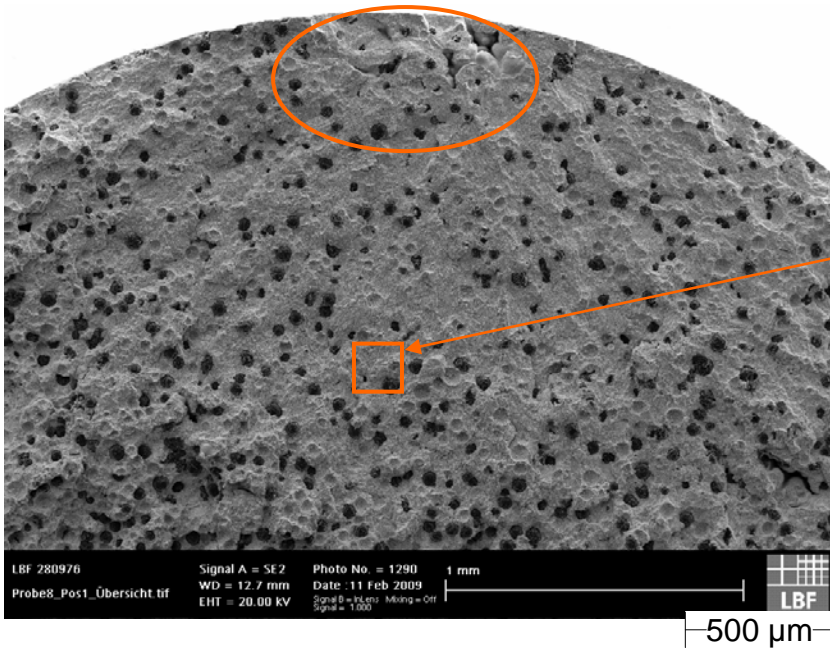
Position 2

Detail

Restbruch

Interkristalliner Wabenbrüche deuten auf Versprödung der Korngrenzen durch Korngrenzensegregation hin.

Probe 5-1-10: REM - Aufnahmen



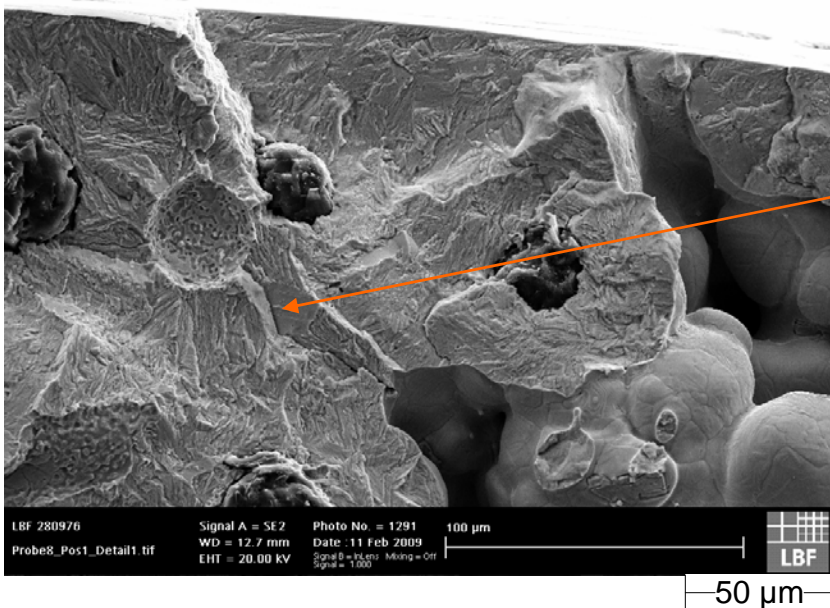
Position 1

Übersichtsaufnahme

Bruchausgang an einem Lunker am Probenrand.

Position 2

FotoNr:0902A00389



Detail 1 aus Position 1

Bruchausgang am Randlunker.

Leicht stufenartiger Bruchverlauf am Rand.

Transkristalliner Schwingbruch

Interkristalline Spaltbruchanteile

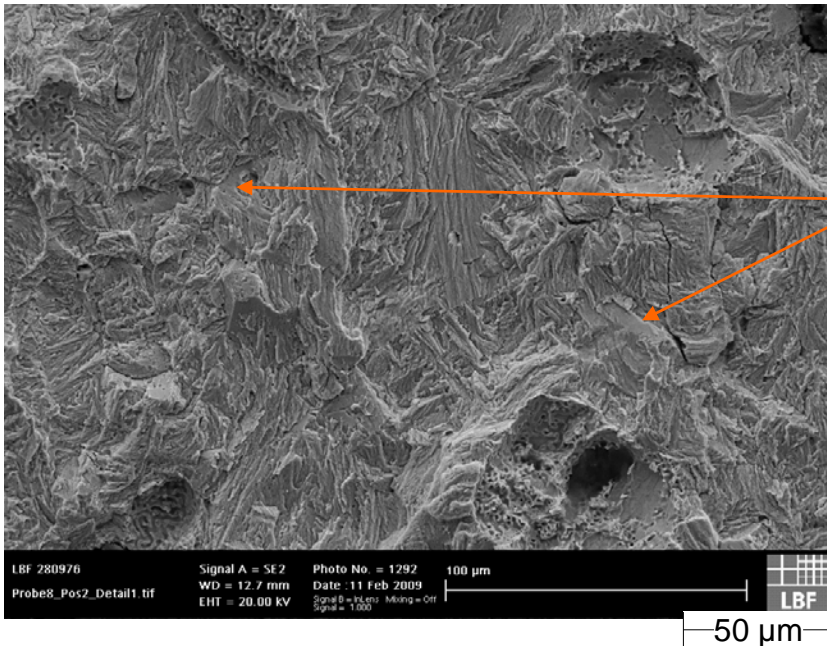
FotoNr: 0902A00390

Material: ADI
Proben-Nr.: 5-1-01
Belastung: (0,22%), 118.050 Schwingspiele

LBF 280976 LEA

M 28

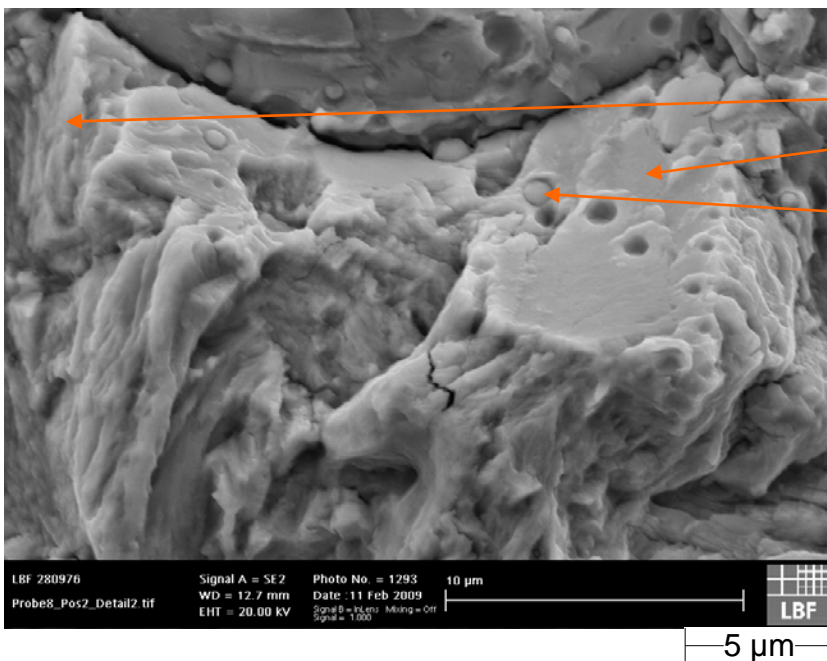
Probe 5-1-10: REM - Aufnahmen



Detail 1 aus Position 2

Transkristalliner Schwingbruch,
stellenweise interkristalliner
Spaltbruch

FotoNr:0902A00391



Detail 2 aus Position 2

Transkristalliner Schwingbruch,
interkristalliner Spaltbruch,
Einschlüsse

FotoNr: 0902A00392

Material: ADI
Proben-Nr.: 5-1-01
Belastung: (0,50%), 7.830.000 SSp

LBF 280976 LEA

M 29

Anhang A
Institut für Gießereitechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen
und Abbildungen

Anhang N: IfG, ZTU-Diagramme, Abbildungen und Tabellen

Anhang A
Institut für Gießereitechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen
und Abbildungen

Anhang A

Institut für Gießereitechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

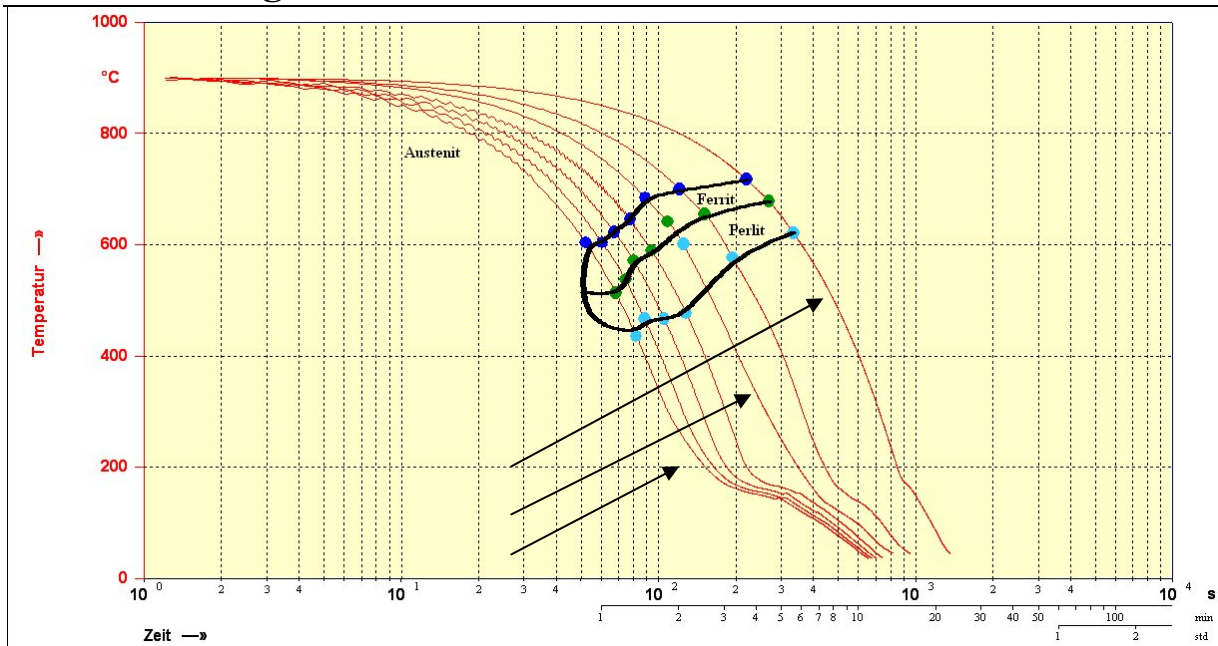


Abbildung 1: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L9

Abkühlgeschwindigkeit K/min	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Mittelwert HV 1
350	419	434	451	435
300	387	387	382	385
250	395	359	373	376
200	362	352	358	357
150	348	356	348	351
100	345	332	356	344
50	339	283	332	318

Tabelle 1: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 9

Abkühlgeschwindigkeit K/min	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW- Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
350	ca. 5	—	Rest	20-25	—	<1
300	5-10	—	Rest	—	—	<1
250	5-10	—	Rest	—	—	<1
200	15-20	—	Rest	—	—	<1
150	15-20	—	Rest	—	—	<1
100	15-20	—	Rest	—	—	<1
50	25-30	—	Rest	—	—	<1

Tabelle 2: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 9

Anhang A

Institut für Gießertechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

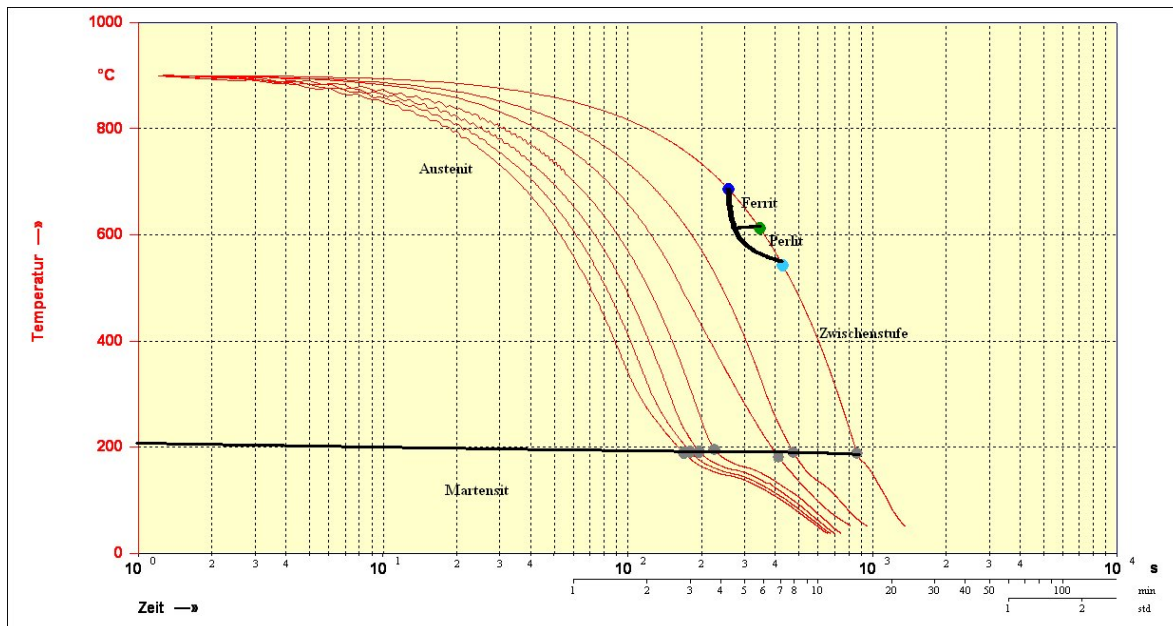


Abbildung 2: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung 16

Abkühlungsgeschwindigkeit K/min	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Mittelwert HV 1
350	753	756	734	748
300	703	740	777	740
250	818	769	730	772
200	622	667	670	653
150	580	665	732	659
100	693	693	696	694
50	386	430	447	421

Tabelle 3: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 16

Abkühlgeschwindigkeit	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
350	—	—	—	100	—	<1
300	—	—	—	100	—	<1
250	—	—	—	100	—	<1
200	<5	—	—	Rest	—	<1
150	5-10	—	—	Rest	—	<1
100	10-15	—	<5	Rest	—	<1
50	15-20	—	ca. 5	Rest	—	<1

Tabelle 4: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 16

Anhang A

Institut für Gießertechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

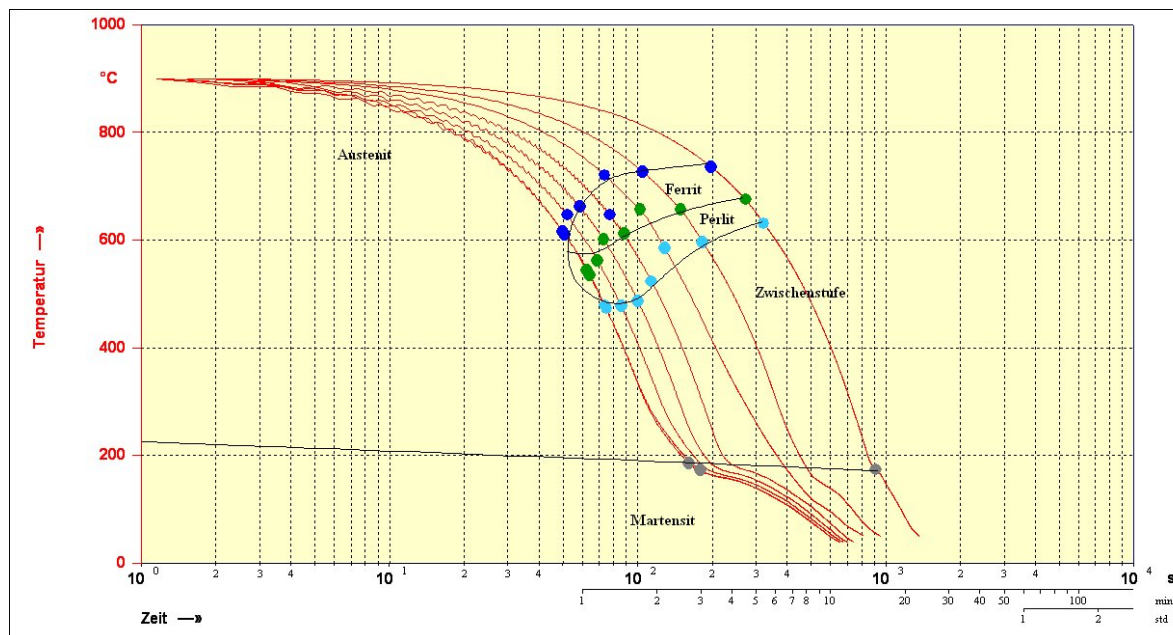


Abbildung 3: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L1

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Messwert 4	Messwert 5	Mittelwert HV 1
L1PA-1-2	311	285	306	321	305	306
L1PA-1-3	311	291	309	279	255	289
L1PA-2-1	262	272	287	282	249	270
L1PA-2-2	245	276	276	268	278	269
L1PA-2-3	245	253	247	252	247	249
L1PA-3-1	228	221	228	237	215	226
L1PA-3-2	324	306	302	309	296	307

Tabelle 5: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 1

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L1PA-1-2	5-10	—	Rest	—	—	<1
L1PA-1-3	10-15	—	Rest	—	—	<1
L1PA-2-1	ca. 15	—	Rest	—	—	<1
L1PA-2-2	ca. 15	—	Rest	—	—	<1
L1PA-2-3	30-35	—	Rest	—	—	<1
L1PA-3-1	ca. 55	—	Rest	—	—	<1
L1PA-3-2	10-15	—	Rest	—	—	<1

Tabelle 6: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 1

Anhang A

Institut für Gießertechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

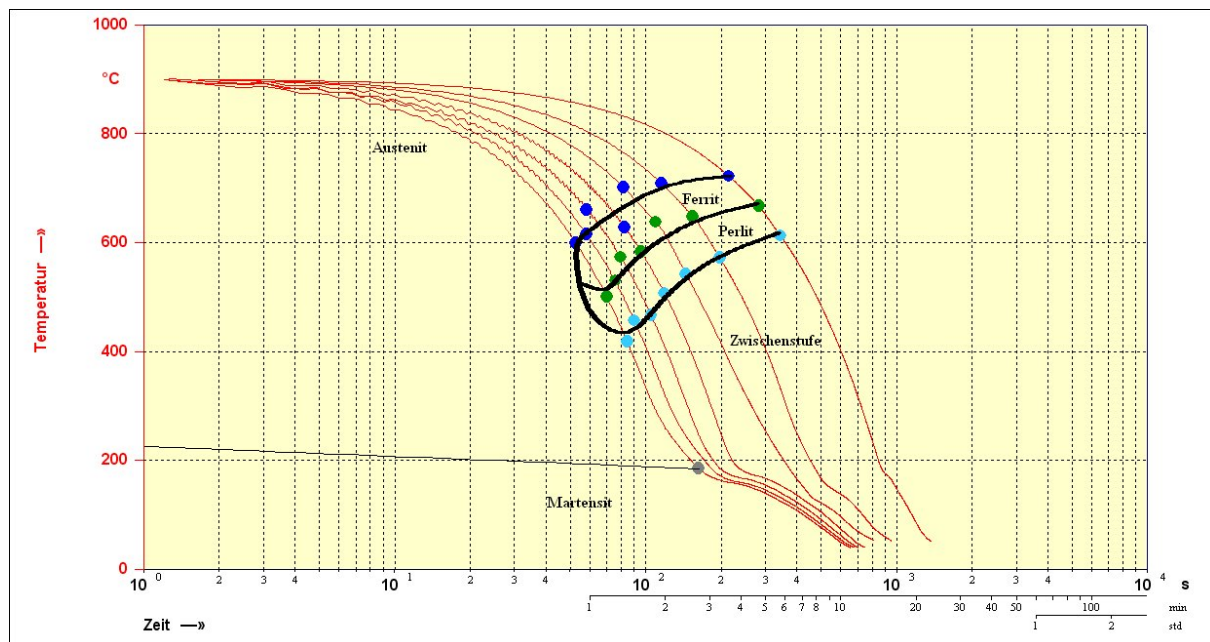


Abbildung 4: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L2

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Messwert 4	Messwert 5	Mittelwert HV 1
L2PA11 350	307	333	290	326	313	314
L2PA12 300	319	337	346	358	327	337
L2PA13 250	340	338	343	353	340	343
L2PA21 200	319	294	305	330	315	313
L2PA22 150	289	278	303	285	274	286
L2PA23 100	266	255	267	278	251	263
L2PA31 50	223	246	239	240	252	240

Tabelle 7: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 2

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L2PA11 350	10-15	—	Rest	<5	—	<1
L2PA12 300	10-15	—	Rest	<5	—	<1
L2PA13 250	10-15	—	Rest	<1	—	<1
L2PA21 200	10-15	—	Rest	—	—	<1
L2PA22 150	10-15	—	Rest	—	—	<1
L2PA23 100	35-40	—	Rest	—	—	<1
L2PA31 50	35-40	—	Rest	—	—	<1

Tabelle 8: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 2

Anhang A

Institut für Gießereitechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

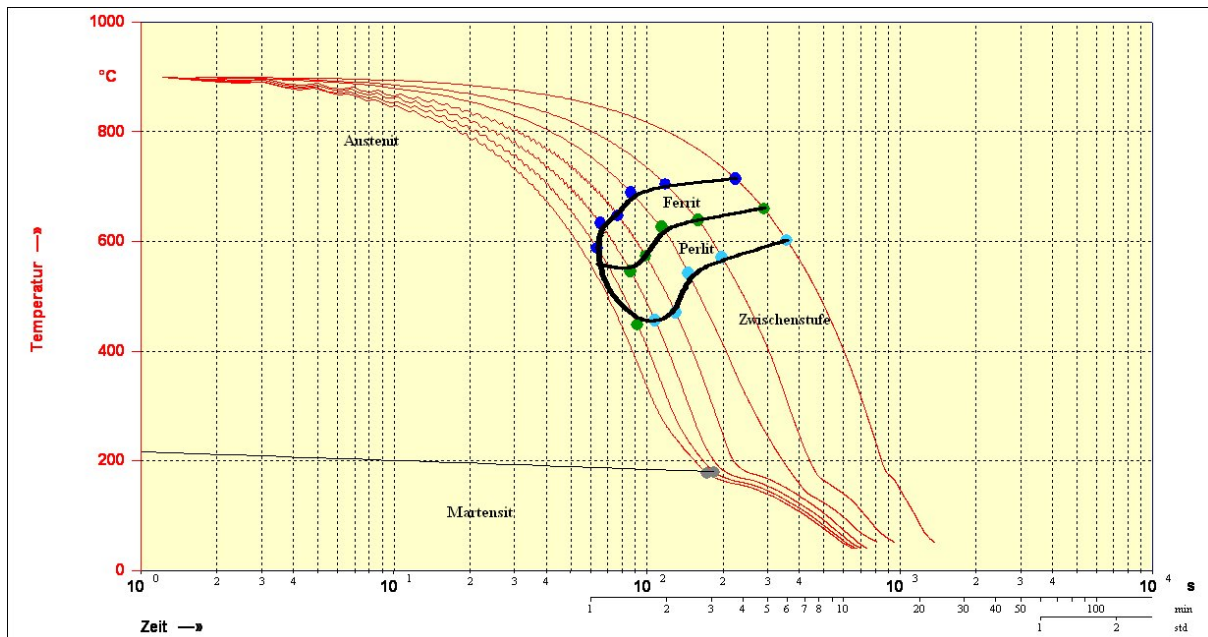


Abbildung 5: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L3

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Messwert 4	Messwert 5	Mittelwert HV 1
L3PA11 350	493	592	530	575	585	555
L3PA12 300	480	413	488	481	517	476
L3PA13 250	342	344	332	330	362	342
L3PA21 200	323	299	344	318	314	320
L3PA22 150	273	323	298	298	307	300
L3PA23 100	270	276	260	257	266	266
L3PA31 50	244	257	262	260	268	258

Tabelle 9: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 3

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbid
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L3PA11 350	5-10	—	5-10	Rest	—	<1
L3PA12 300	10-15	—	20-25	Rest	—	<1
L3PA13 250	10-15	—	Rest	15-20	—	<1
L3PA21 200	20-25	—	Rest	—	—	<1
L3PA22 150	10-15	—	Rest	—	—	<1
L3PA23 100	35-40	—	Rest	—	—	<1
L3PA31 50	40-45	—	Rest	—	—	<1

Tabelle 10: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 3

Anhang A

Institut für Gießertechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

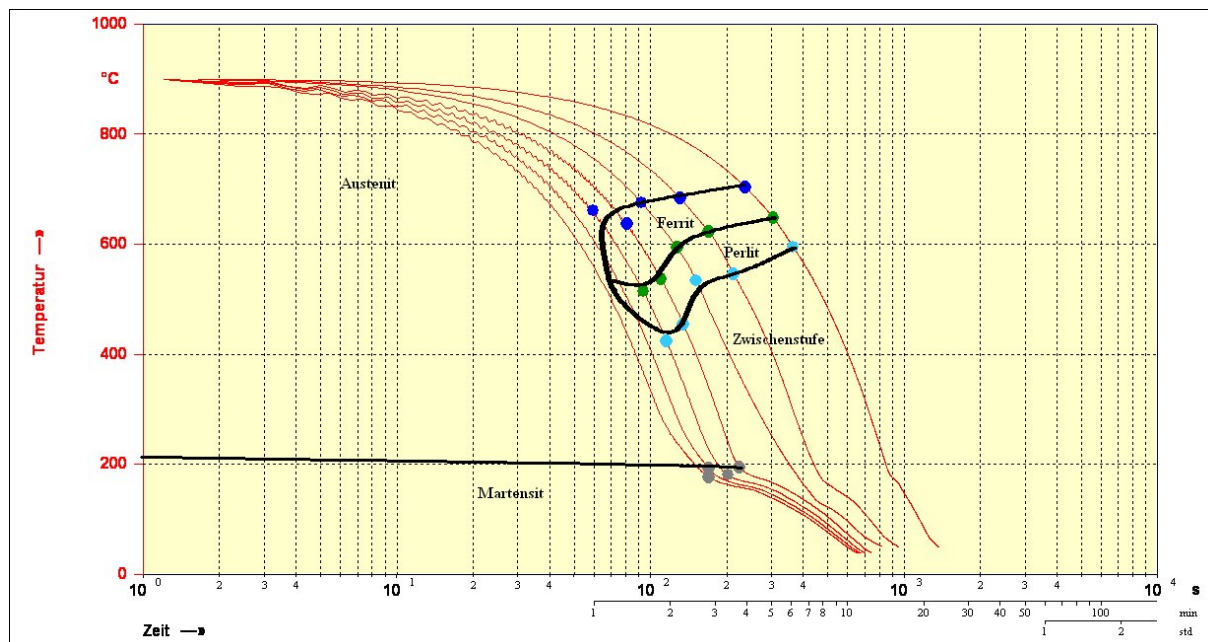


Abbildung 6: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L4

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Messwert 4	Messwert 5	Mittelwert HV 1
L4PA11 350	603	724	674	677	666	669
L4PA12 300	671	597	758	667	700	679
L4PA13 250	457	541	581	559	521	532
L4PA21 200	399	358	374	366	429	385
L4PA22 150	298	258	282	310	307	291
L4PA23 100	225	287	281	307	280	276
L4PA31 50	257	235	232	250	268	248

Tabelle 11: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 4

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L4PA11 350	5-10	—	<5	Rest	—	<1
L4PA12 300	10-15	—	5-10	Rest	—	<1
L4PA13 250	10-15	—	10-15	Rest	—	<1
L4PA21 200	10-15	—	Rest	ca. 35	—	<1
L4PA22 150	10-15	—	Rest	—	—	<1
L4PA23 100	20-25	—	Rest	—	—	<1
L4PA31 50	45-50	—	Rest	—	—	<1

Tabelle 12: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 4

Anhang A

Institut für Gießertechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

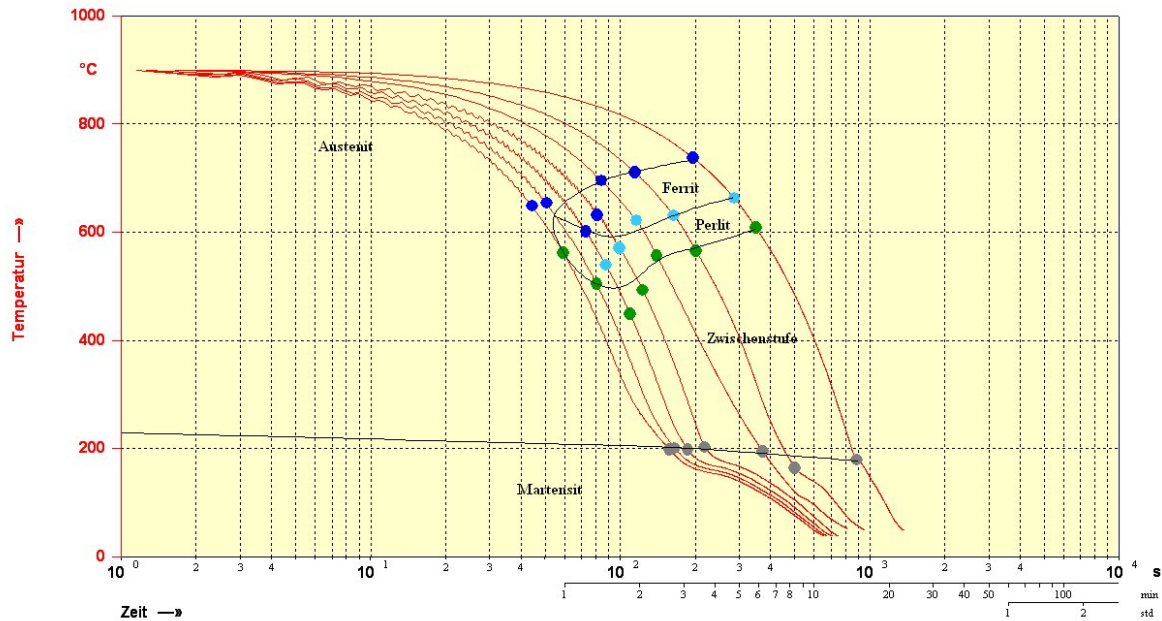


Abbildung 7: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L5

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Messwert 4	Messwert 5	Mittelwert HV 1
L5PA11 350	547	578	660	667	727	636 HV 1
L5PA12 300	490	490	683	518	633	563 HV 1
L5PA21 200	459	326	353	404	340	376 HV 1
L5PA22 150	334	334	403	376	385	366 HV 1
L5PA23 100	335	300	300	347	349	326 HV 1
L5PA31 50	248	264	305	368	254	288 HV 1
L5PA32 250	650	602	418	468	498	527 HV 1

Tabelle 13: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 5

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L5PA11 350	5-10	—	ca. 5	Rest	—	<1
L5PA12 300	5-10	—	ca. 5	Rest	—	<1
L5PA21 200	15-20	—	ca. 40	Rest	—	<1
L5PA22 150	15-20	—	Rest	25-30	—	<1
L5PA23 100	15-20	—	Rest	5-10	—	<1
L5PA31 50	40-45	—	Rest	5-10	—	<1
L5PA32 250	5-10	—	25-30	Rest	—	<1

Tabelle 14: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 5

Anhang A

Institut für Gießertechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

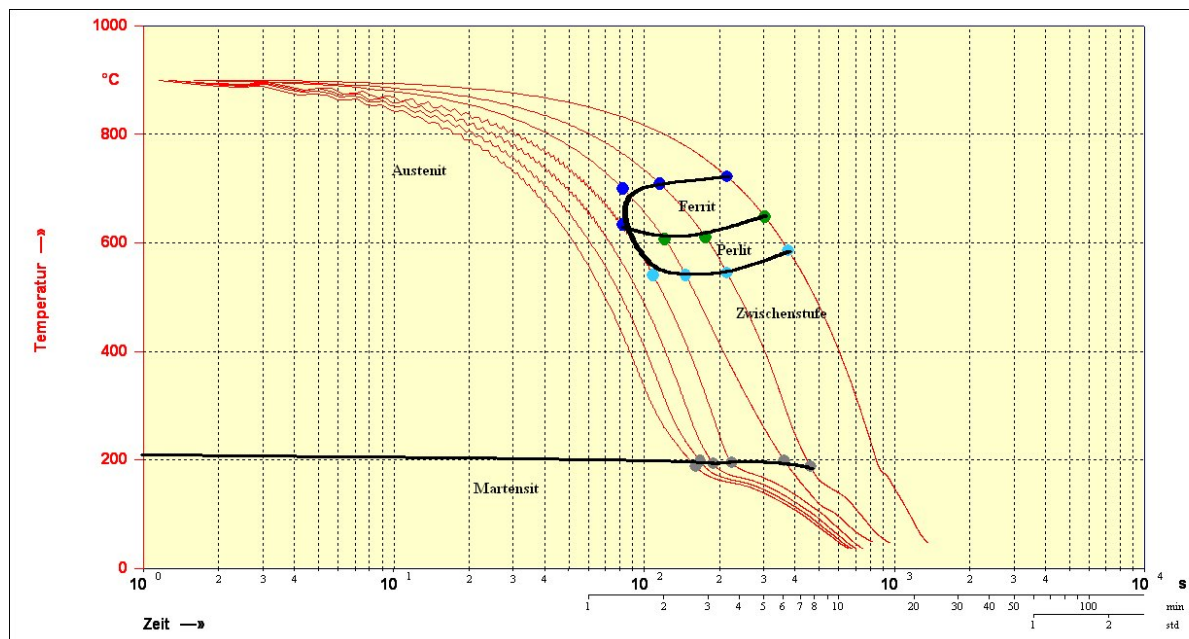


Abbildung 8: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L6

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Mittelwert HV 1
-350	715	635	750	700
-300	798	626	647	690
-250	643	691	622	652
-200	613	613	640	622
-150	582	585	429	532
-100	421	368	326	372
-50	246	250	250	249

Tabelle 15: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 6

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbid
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L6PA41 350	5-10	—	—	Rest	—	<1
L6PA42 300	5-10	—	<5	Rest	—	<1
L6PA43 250	5-10	—	<5	Rest	—	<1
L6PA81 200	10-15	—	ca. 5	Rest	—	<1
L6PA82 150	15-20	—	15-20	Rest	—	<1
L6PA83 100	40-45	—	Rest	5-10	—	<1
L6PB81 50	40-45	—	Rest	—	—	<1

Tabelle 16: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 6

Anhang A

Institut für Gießereitechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

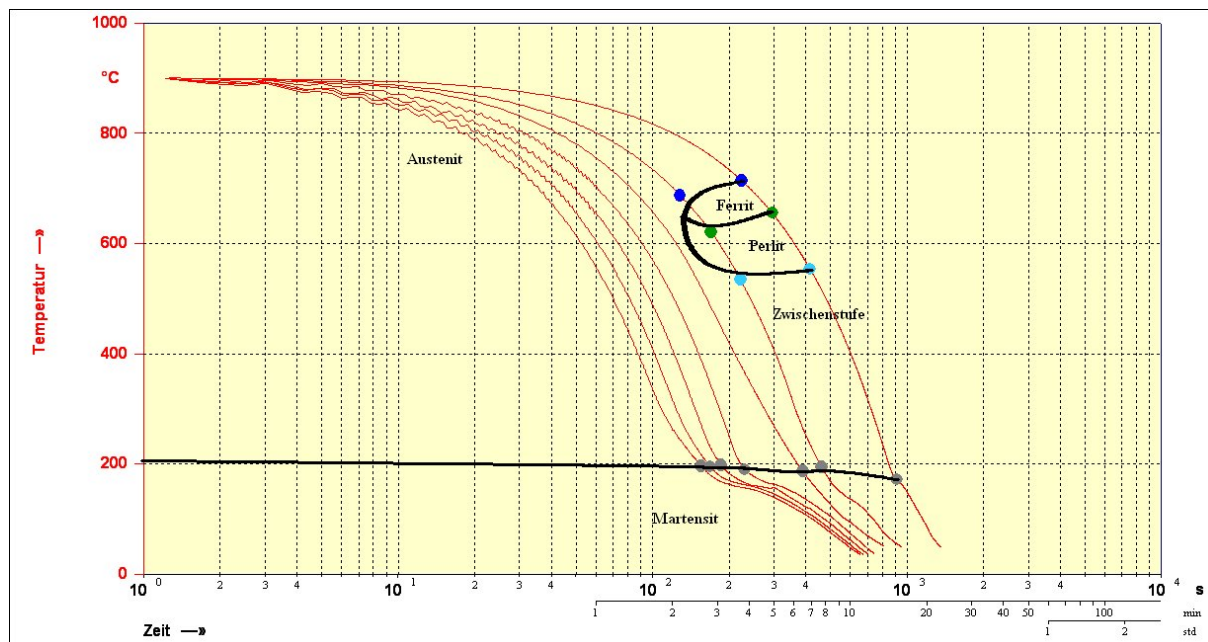


Abbildung 9: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L7

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Mittelwert HV 1
-350	591	798	798	729
-300	735	735	738	736
-250	597	738	385	573
-200	633	591	640	621
-150	488	536	759	594
-100	487	483	451	474
-50	262	275	286	274

Tabelle 17: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 7

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L7PB21 350	<5	—	—	Rest	—	<1
L7PB22 300	ca. 5	—	—	Rest	—	<1
L7PB23 250	5-10	—	—	Rest	—	<1
L7PB41 200	5-10	—	—	Rest	—	<1
L7PB42 150	10-15	—	ca. 5	Rest	—	<1
L7PB43 100	20-25	—	10-15	Rest	—	<1
L7PB51 50	Rest	—	15-20	20-25	—	<1

Tabelle 18: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 7

Anhang A

Institut für Gießertechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

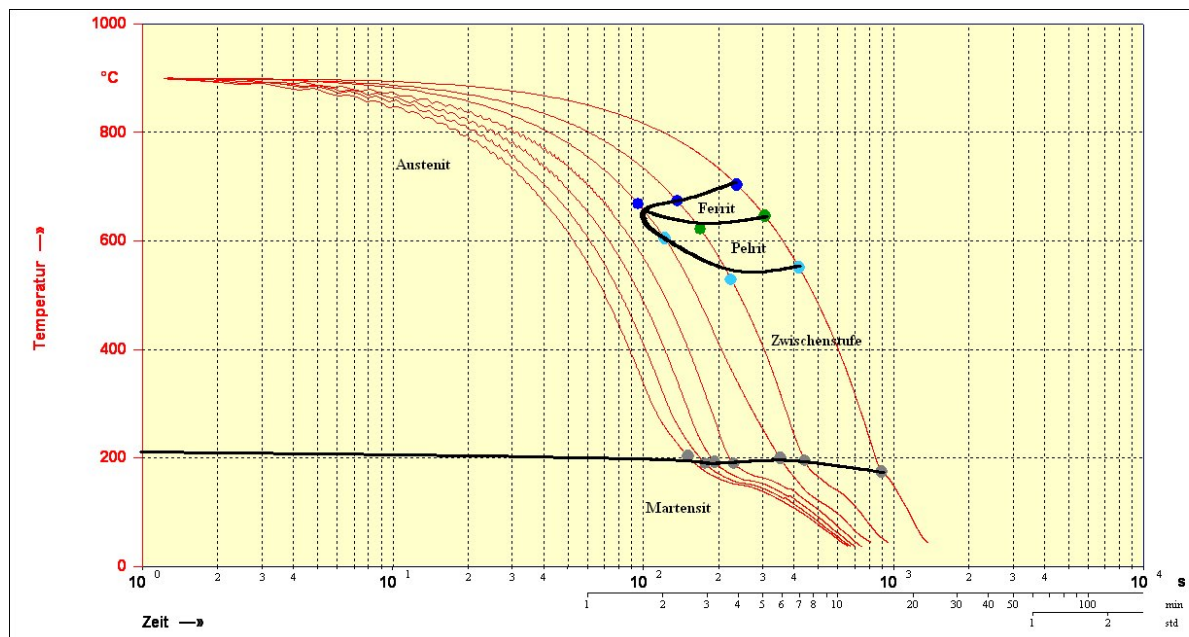


Abbildung 10: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L8

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Mittelwert HV 1
-350	769	715	756	747
-300	718	645	645	669
-250	633	633	633	633
-200	645	608	622	625
-150	615	595	613	608
-100	476	442	488	469
-50	277	286	353	305

Tabelle 19: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 8

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L8PB11 350	<5	—	—	Rest	—	<1
L8PB12 300	ca. 5	—	—	Rest	—	<1
L8PB13 250	5-10	—	—	Rest	—	<1
L8PB21 200	5-10	—	—	Rest	—	<1
L8PB22 150	10-15	—	<5	Rest	—	<1
L8PB23 100	20-25	—	ca. 5	Rest	—	<1
L8PB31 50	Rest	—	10-15	30-35	—	<1

Tabelle 20: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 8

Anhang A

Institut für Gießertechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

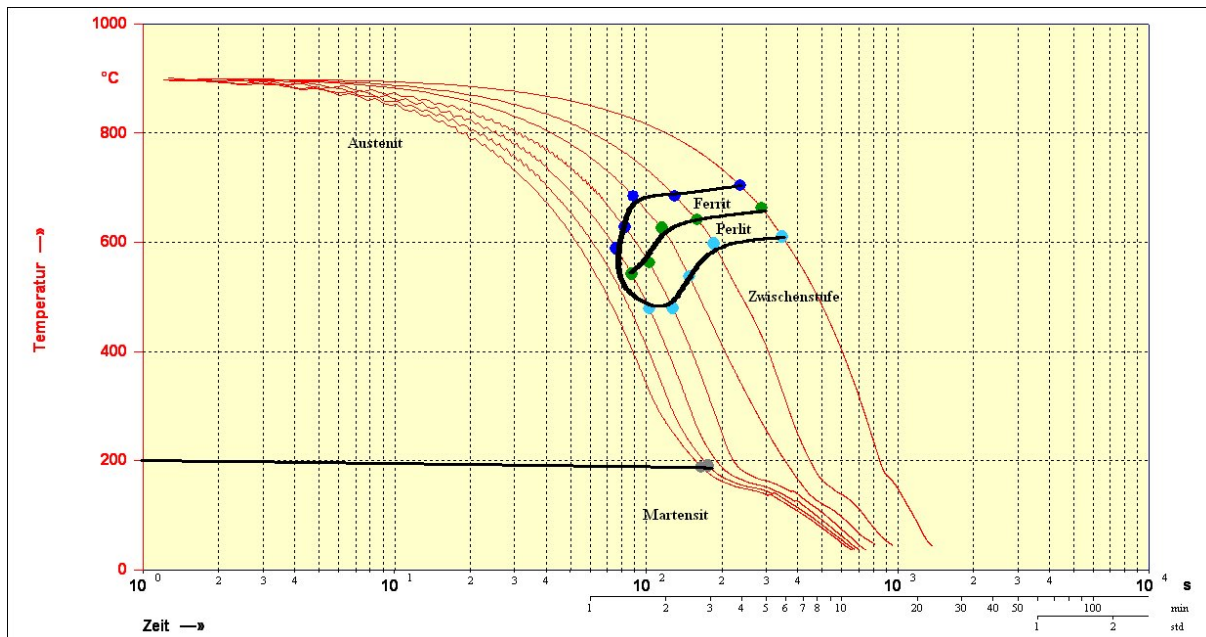


Abbildung 11: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L10

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Mittelwert HV 1
-350	685	715	715	705
-300	591	580	606	592
-250	430	495	495	473
-200	383	378	350	370
-150	356	345	364	355
-100	356	356	378	363
-50	314	330	334	326

Tabelle 21: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 10

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L10PA51 350	ca. 5	—	ca. 5	Rest	—	<1
L10PA52 300	ca. 5	—	15-20	Rest	—	<1
L10PA53 250	ca. 5	—	Rest	25-30	—	<1
L10PB31 200	5-10	—	Rest	5-10	—	<1
L10PB32 150	5-10	—	Rest	—	—	<1
L10PB33 100	5-10	—	Rest	—	—	<1
L10PB71 50	10-15	—	Rest	—	—	<1

Tabelle 22: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 10

Anhang A

Institut für Gießertechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

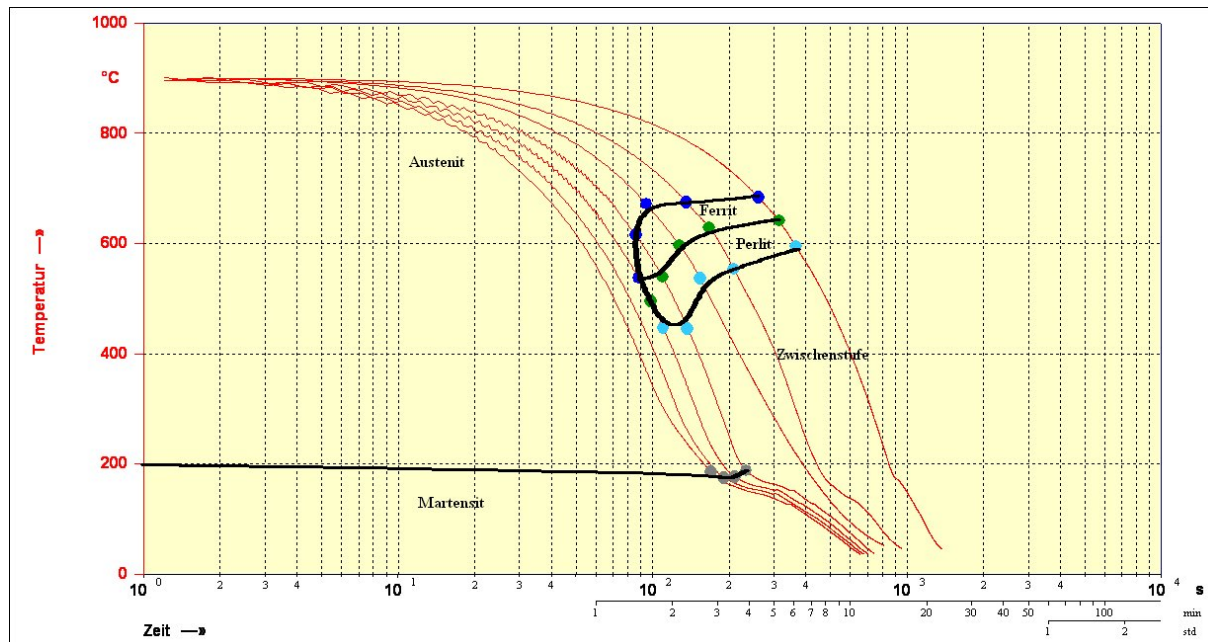


Abbildung 12: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L11

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Mittelwert HV 1
-350	756	657	699	704
-300	712	766	672	717
-250	602	593	626	607
-200	377	396	364	379
-150	396	357	334	362
-100	334	346	348	343
-50	311	304	321	312

Tabelle 23: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 11

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L11PA31 350	ca. 5	—	<5	Rest	—	<1
L11PA32 300	5-10	—	10-15	Rest	—	<1
L11PA33 250	5-10	—	20-25	Rest	—	<1
L11PA41 200	15-20	—	Rest	20-25	—	<1
L11PA42 150	10-15	—	Rest	—	—	<1
L11PA43 100	10-15	—	Rest	—	—	<1
L11PB51 50	15-20	—	Rest	—	—	<1

Tabelle 24: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 11

Anhang A

Institut für Gießereitechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

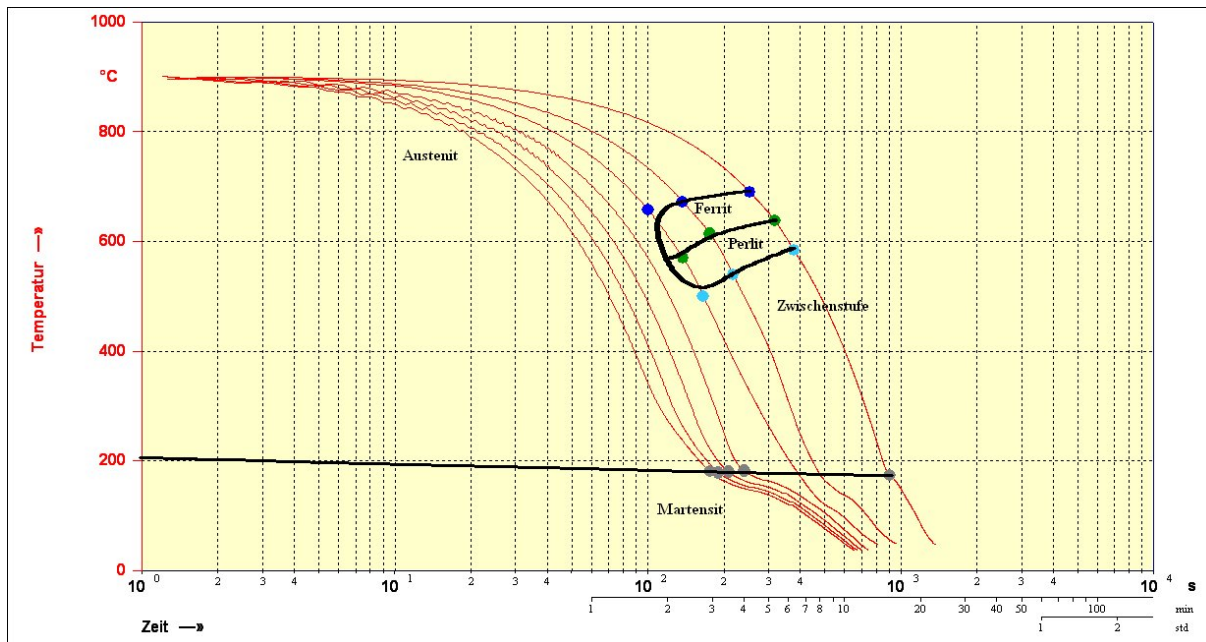


Abbildung 13: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L12

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Mittelwert HV 1
-350	688	932	815	812
-300	710	699	677	695
-250	762	628	721	704
-200	643	631	555	610
-150	374	353	367	365
-100	374	357	347	359
-50	347	357	355	353

Tabelle 25: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 12

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L12PA71 350	<5	—	—	Rest	—	<1
L12PA72 300	<5	—	—	Rest	—	<1
L12PA73 250	ca. 5	—	—	Rest	—	<1
L12PB71 200	5-10	—	5-10	Rest	—	<1
L12PB72 150	10-15	—	Rest	ca. 5	—	<1
L12PB73 100	10-15	—	Rest	—	—	<1
L12PB51 50	15-20	—	Rest	—	—	<1

Tabelle 26: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 12

Anhang A

Institut für Gießertechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

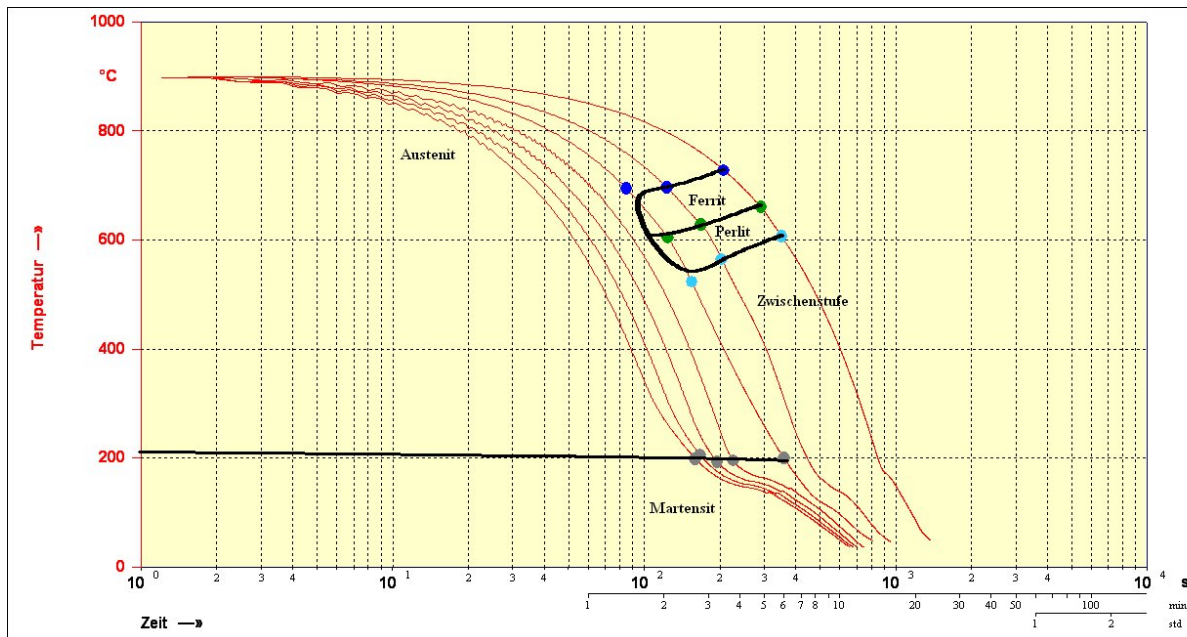


Abbildung 14: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L13

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Mittelwert HV 1
-350	801	744	801	782
-300	677	821	772	757
-250	710	665	832	736
-200	744	662	591	666
-150	368	391	387	382
-100	362	353	353	356
-50	316	294	293	301

Tabelle 27: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 13

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbid
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L13PA21 350	—	—	—	100	—	<1
L13PA22 300	<5	—	—	Rest	—	<1
L13PA23 250	ca. 5	—	—	Rest	—	<1
L13PA31 200	5-10	—	5-10	Rest	—	<1
L13PA32 150	15-20	—	Rest	30-35	—	<1
L13PA33 100	15-20	—	Rest	15-20	—	<1
L13PA41 50	30-35	—	Rest	—	—	<1

Tabelle 28: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 13

Anhang A

Institut für Gießertechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

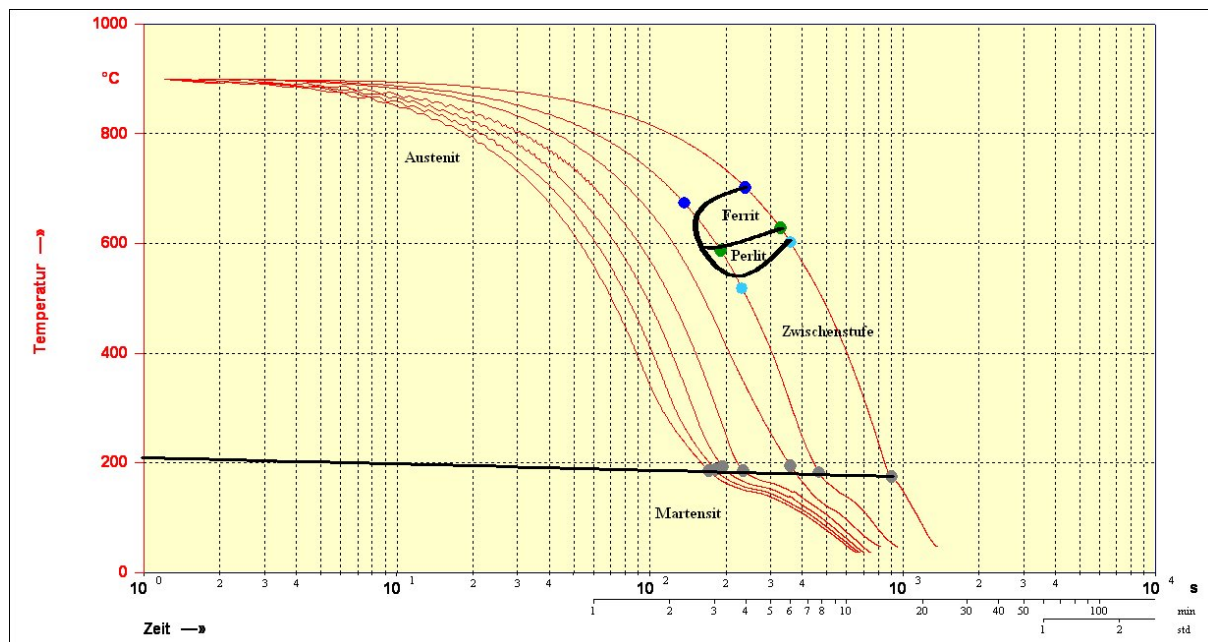


Abbildung 15: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L14

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Mittelwert HV 1
-350	741	683	825	750
-300	801	738	608	716
-250	672	652	541	622
-200	662	606	672	647
-150	613	701	718	677
-100	536	643	608	596
-50	284	321	297	301

Tabelle 29: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 14

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L14PA31 350	—	—	—	100	—	<1
L14PA32 300	—	—	—	100	—	<1
L14PA33 250	ca. 5	—	—	Rest	—	<1
L14PA71 200	—	—	—	100	—	<1
L14PA72 150	5-10	—	—	Rest	—	<1
L14PA73 100	10-15	—	15-20	Rest	—	<1
L14PA11 50	35-40	—	Rest	5-10	—	<1

Tabelle 30: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 14

Anhang A

Institut für Gießertechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

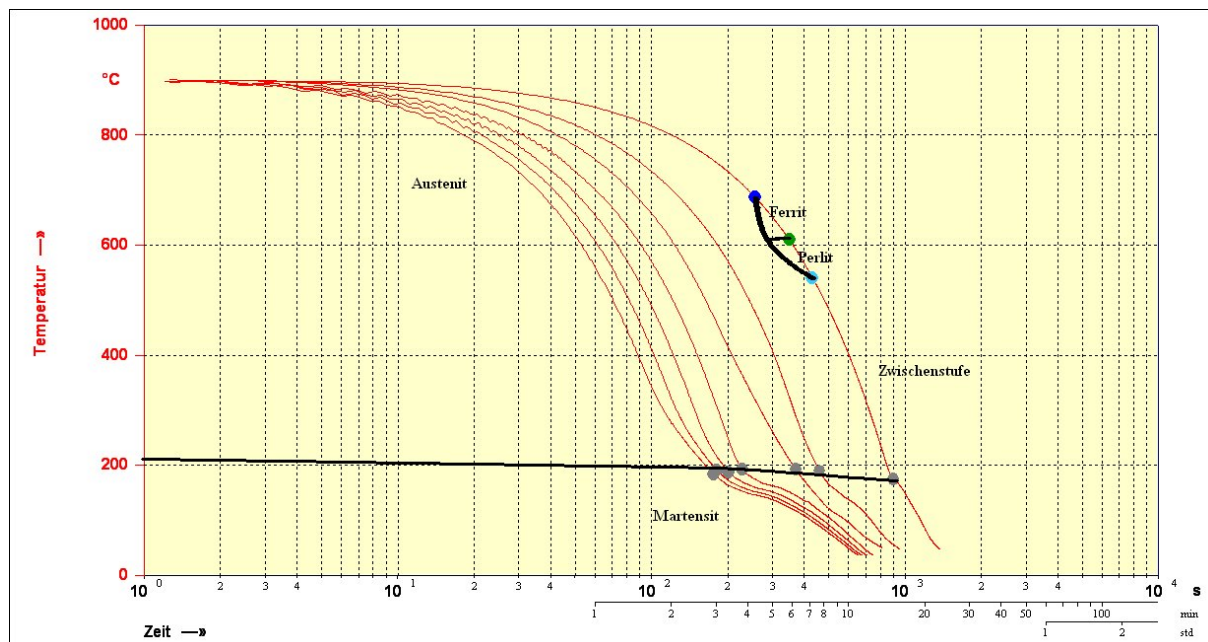


Abbildung 16: Kontinuierliches ZTU-Schaubild der Legierung L15

Probenbezeichnung	Messwert 1	Messwert 2	Messwert 3	Mittelwert HV 1
-350	696	688	804	729
-300	769	645	721	712
-250	712	756	756	741
-200	710	741	707	719
-150	707	691	591	663
-100	608	619	685	637
-50	597	399	444	480

Tabelle 31: Härtewerte der untersuchten Proben bei Legierung 15

Kundenbezeichnung	Ferrit	Austenit	Perlit	Martensit + ZW-Stufe	Martensit	Karbide
	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %	*Anteil in %
L15PA21 350	—	—	—	100	—	<1
L15PA22 300	<5	—	—	Rest	—	<1
L15PA23 250	<5	—	—	Rest	—	<1
L15PA61 200	ca. 5	—	—	Rest	—	<1
L15PA62 150	5-10	—	—	Rest	—	<1
L15PA63 100	5-10	—	—	Rest	—	<1
L15PA81 50	10-15	—	10-15	Rest	—	<1

Tabelle 32: Gefügebestandteile der untersuchten Proben bei Legierung 15

Festlegung der Haltezeiten

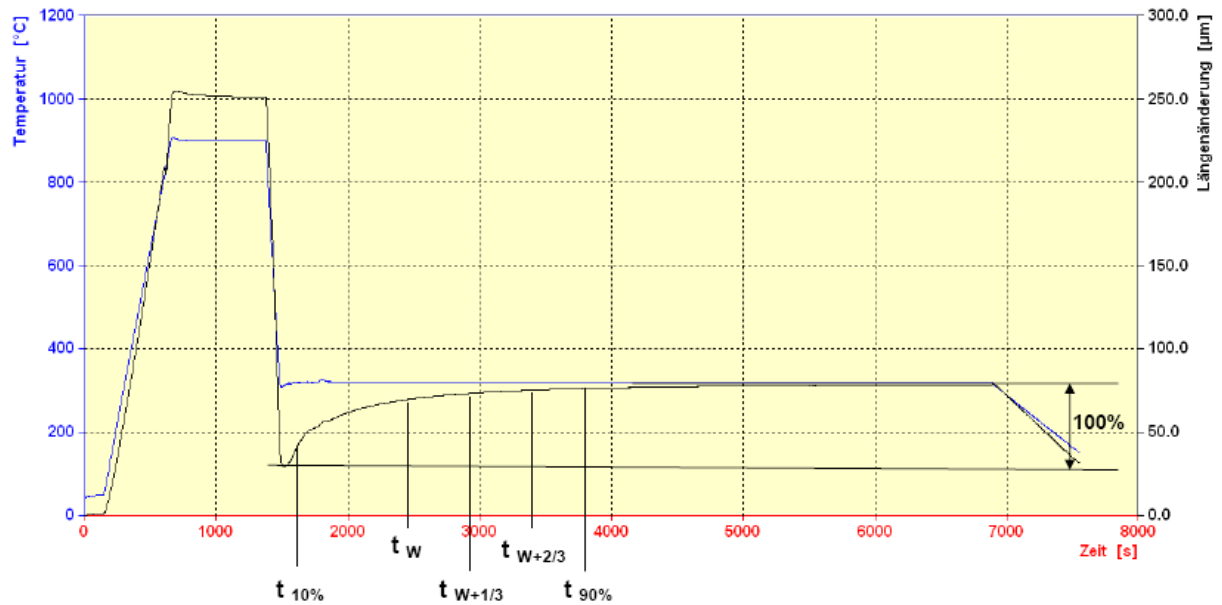


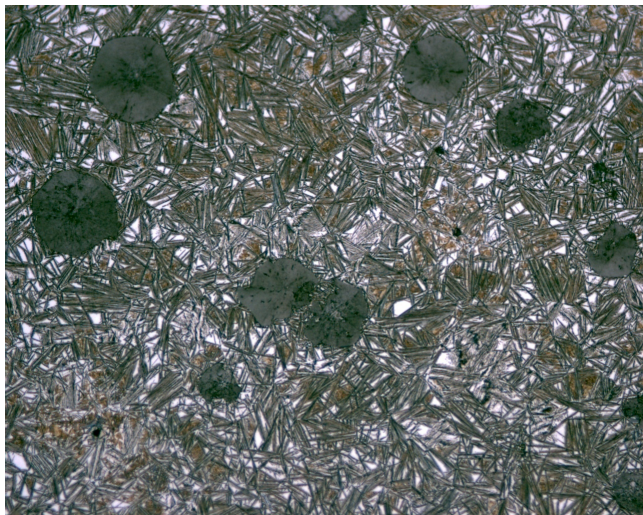
Tabelle 33 Vorgehen bei der Ermittlung der relevanten Umwandlungszeiten bei einer isothermischen Umwandlung

Anhang A

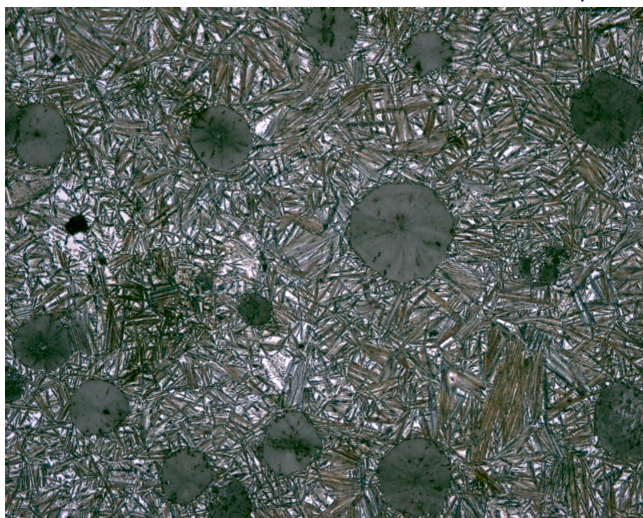
Institut für Gießereitechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen



(a)



(b)



(c)

Abbildung 17: Legierung 9: Haltetemperatur 320 °C
 Haltezeiten: (a) 200s, (b) 1000s und (c) 8500 s

Anhang A

Institut für Gießereitechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

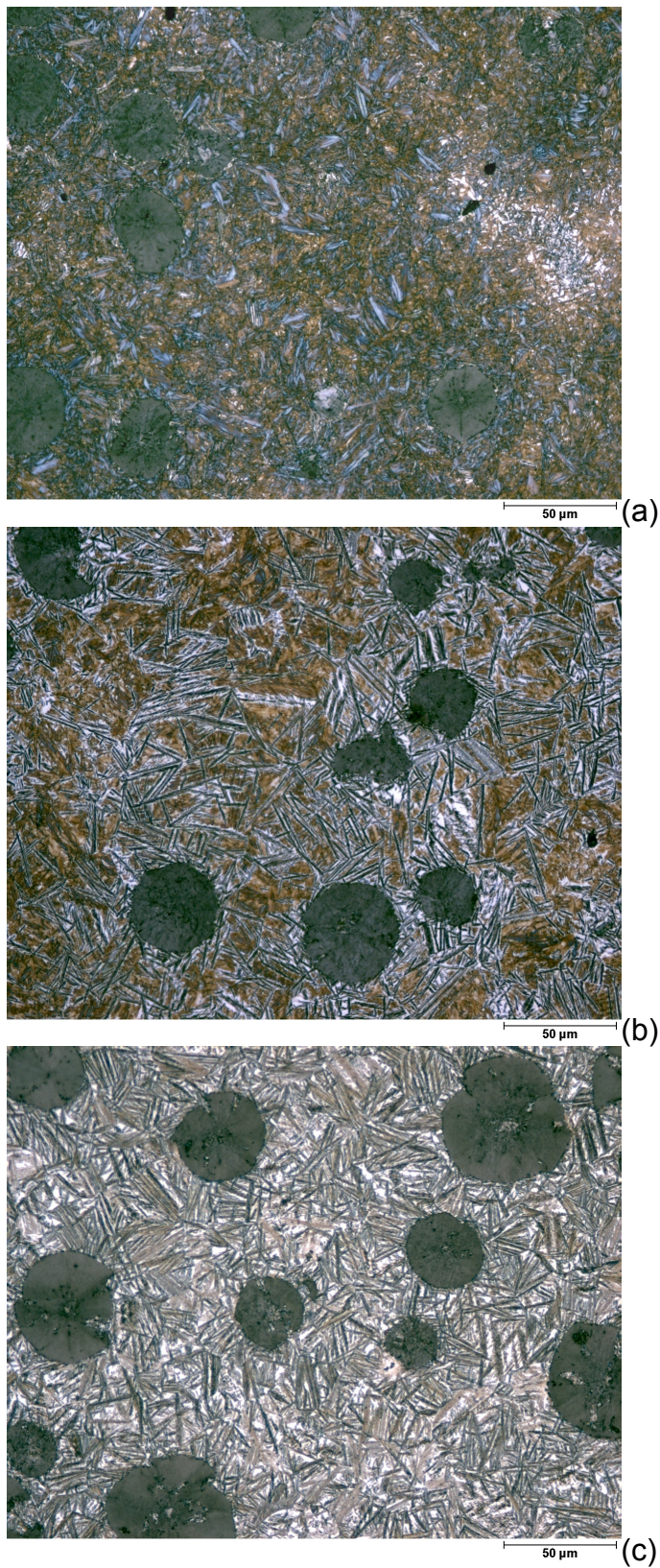


Abbildung 18: Legierung 9: Haltetemperatur 350 °C
 Haltezeiten: (a) 150 s, (b) 1000 s, und (c) 6500 s

Anhang A

Institut für Gießereitechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

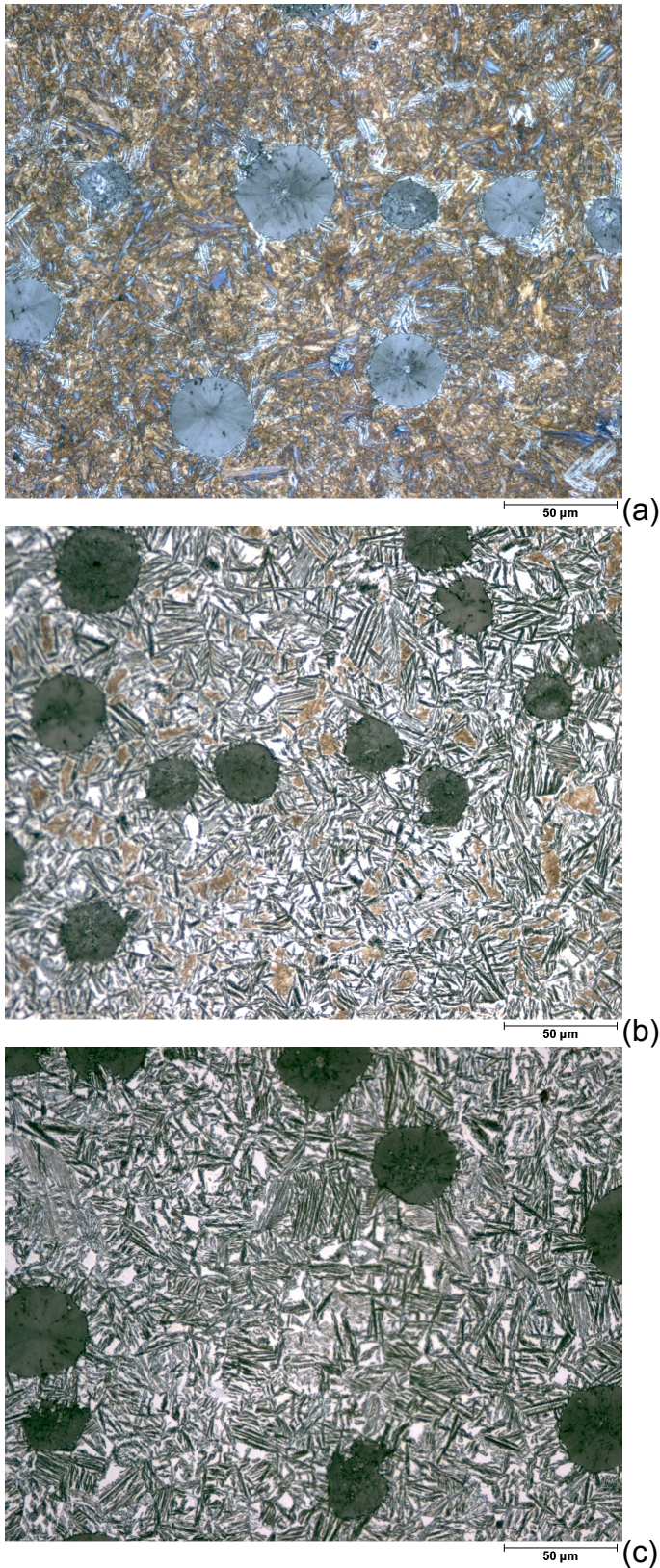


Abbildung 19: Legierung 9: Haltetemperatur 380 °C

Anhang A

Institut für Gießereitechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

Haltezeiten: (a) 130 s, (b) 1100 s und (c) 4000 s

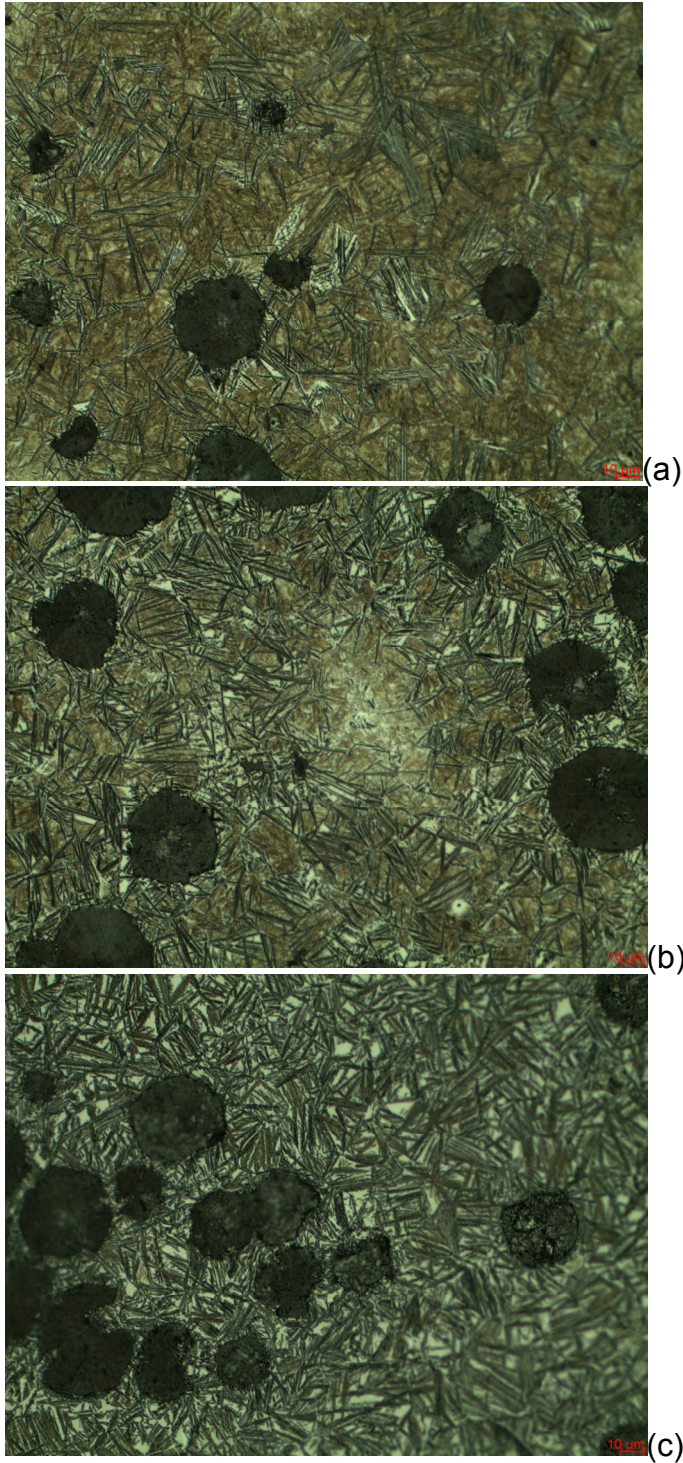


Abbildung 20: Legierung 16: Haltetemperatur 320 °C
 Haltezeiten: (a) 911 s, (b) 1875 s und (c) 4481 s

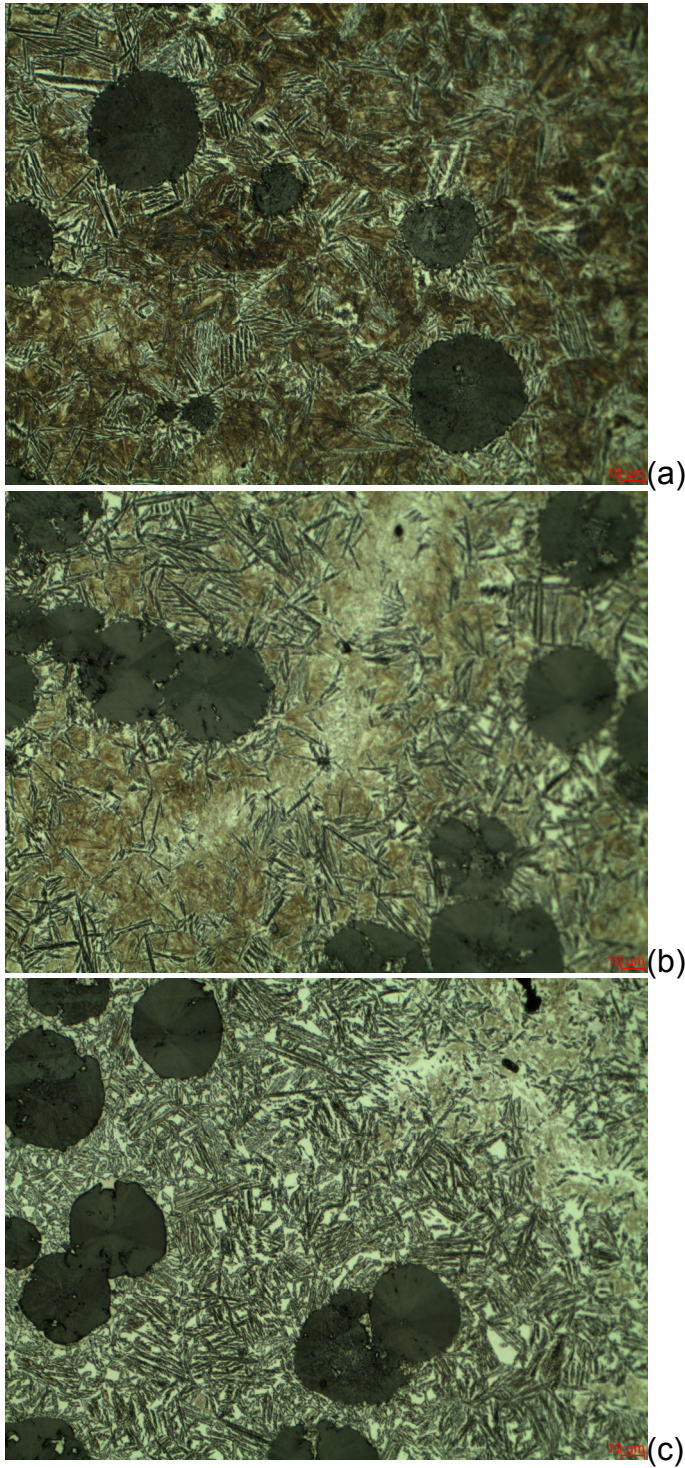


Abbildung 21: Legierung 16: Haltetemperatur 350 °C
Haltezeiten: (a) 911 s, (b) 1875 s und (c) 4481 s

Anhang A

Institut für Gießereitechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen und Abbildungen

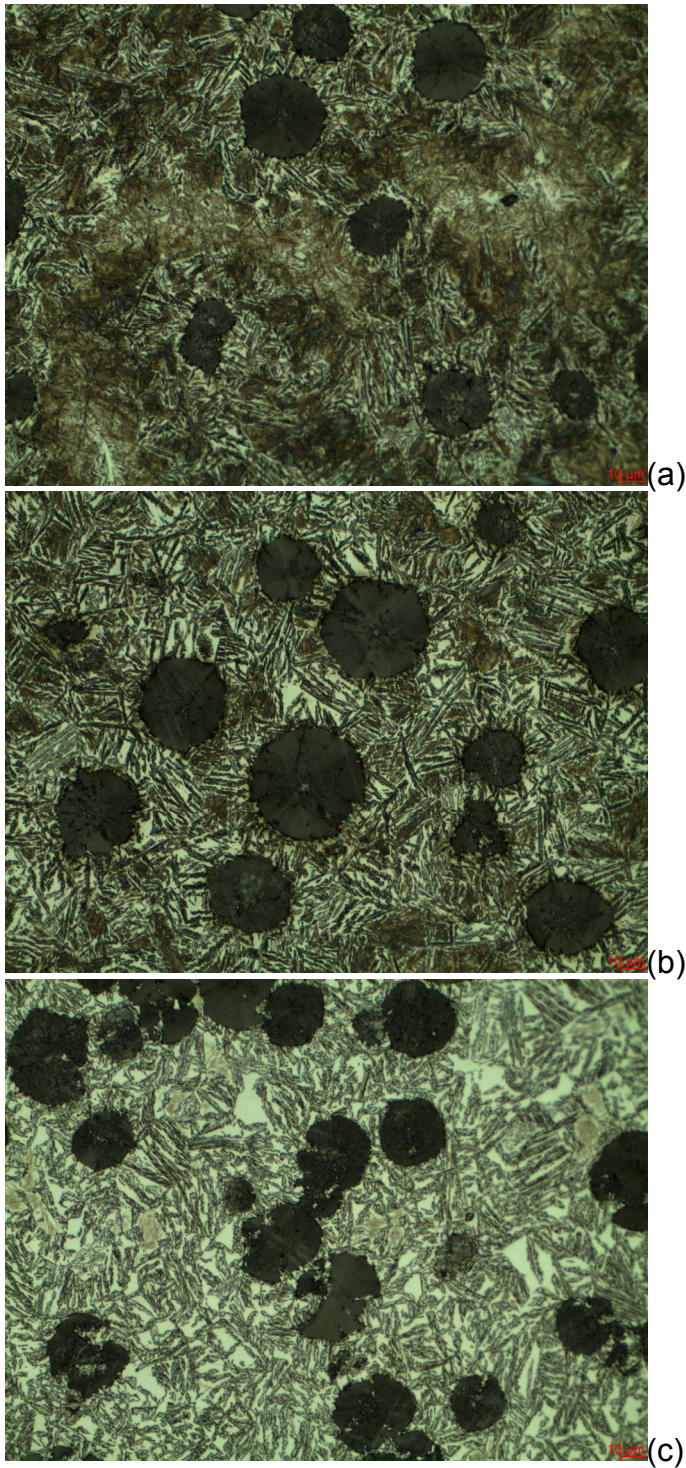


Abbildung 22: Legierung 16: Haltetemperatur 380 °C
 Haltezeiten: (a) 911 s, (b) 1875 s und (c) 4481 s

Anhang A
Institut für Gießereitechnik (IfG): ZTU Diagramme; Tabellen
und Abbildungen
